

З А В Т О М А Т И Ч Н Е 4 С В А Р Ю В А Н Н Я 2022

Автоматическая сварка

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Automatic Welding

Published 12 times per year since 1948

ЗМІСТ

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ

Лобанов Л.М., Пащин М.О., Міходуй О.Л., Гончаров П.В., Завдовеев А.В., Устименко П.Р. Електродинамічна обробка зварних з'єднань алюмінієвого сплаву АМг6 в процесі нагріву металу шва3

МЕТАЛУРГІЯ І ТЕХНОЛОГІЯ ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ ТА НАПЛАВЛЕННЯ

Перемітько В.В., Коломоєць І.В., Сухомлин В.І. Особливості структури та властивості шарів металу, наплавлених із попереднім нанесенням карбідів титана та бора8

Сом О.І. Центробіжне плазмове наплавлення втулок бурових насосів14

ПРОМЕНЕВІ ТЕХНОЛОГІЇ

Коржик В.М., Хаскін В.Ю., Гринюк А.А., Пелешенко С.І., Yao Yuhui, Григоренко С.Г., Щерецький В.О., Кушнарєва О.С. Зварювання алюмінієвих сплавів серії 7xxx (Al–Zn–Mg–Cu) ненаскрізними швами випромінюванням волоконного лазера19

F. Bourahima, T. Baudin, M. Rege, V. Ji, F. Brisset, A. Zavdoveev, Helbert A.L. Формування з'єднання між наплавленим та основним металом при лазерному наплавленні нікелевого порошку на мідний сплав26

Соловійов В.Г., Ланкін Ю.М., Романова І.Ю. Програмування розгортки електронного пучка для зварювання з термообробкою34

ЗАХИСНІ ПОКРИТТЯ

Борисов Ю.С., Вігілянська Н.В., Бурлаченко О.М., Олевська Л.П., Лопата В.М. Аналіз сучасного досвіду розробок ущільнюючих покриттів для деталей газотурбінних двигунів (Огляд)41

ХІМІЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ

Ващук А.В., Мотруніч С.І., Демченко В.Л., Юрженко М.В. Хімічне зварювання нанокомпозитів на основі епоксидної смоли та окисненого графену50

ІНФОРМАЦІЯ

Музейний комплекс Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона54

Fronius iWave: інноваційний продукт «3 в 1», готовність до вирішення будь-яких задач57

Провідні світові виставки Wire 2022 і Tube 2022 у Дюссельдорфі: очікувані головні події галузі в червні59

Календар квітня61

CONTENT

PROCESS MODELING

Lobanov L.M., Pashchyn M.O., Mikhoduj O.L., Goncharov P.V., Zavdoveev A.V., Ustymenko P.R. Electrodynamic treatment of welded joints of aluminum AMg6 alloy in the process of heating the weld metal3

METALLURGY AND TECHNOLOGY OF WELDING AND SURFACING

Peremitko V.V., Kolomojets I.V., Sukhomlyn V.I. Features of the structure and properties of metal layers deposited with pre-application of titanium and boron carbides8

Som O.I. Centrifugal plasma surfacing of drill pump bushings14

ELECTRONBEAM TECHNOLOGIES

Korzhuk V.M., Khaskin V.Yu., Grynyuk A.A., Peleshenko S.I., Yao Yuhui, Hryhorenko S.G., Shcheretskiy V.O., Kushnarova O.S. Fibre laser welding of aluminium alloys of 7xxx series (Al–Zn–Mg–Cu) by non-through thickness welds19

F. Bourahima, T. Baudin, M. Rege, V. Ji, F. Brisset, A. Zavdoveev, Helbert A.L. Formation of a joint between deposited and base metals during laser cladding of a nickel-based powder onto a copper-based alloy26

Soloviov V.G., Lankin Yu.M., Romanova I.Yu. Programming electron beam scan pattern for welding with heat treatment34

PROTECTIVE COATINGS

Borysov Yu.S., Vihilianska N.V., Burlachenko O.M., Olevska L.P., Lopata V.M. Analysis of modern experience in development of sealing coatings for parts of gas turbine engines (Review)41

CHEMICAL WELDING

Vashchuk A.V., Motrunich S.I., Demchenko V.L., Iurzenko M.V. Chemical welding of nanocomposites based on epoxy resin and oxidized graphene50

INFORMATION

Museum complex of the E.O. Paton Electric Welding Institute54

Fronius iWave: innovative product «3 in 1», readiness for solving any problems57

Leading global trade fairs wire 2022 and Tube 2022 in Düsseldorf: anticipating the industry highlights in June59

Calendar of April61

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



Автоматичне зварювання Автоматическая сварка Automatic Welding

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

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

Засновники

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

Адреса

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ
03150, Україна, Київ-150,
вул. Казимира Малевича, 11
Тел.: (38044) 200 2302, 200 8277
Факс: (38044) 200 8277
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 2022

Передплатний індекс 70031.

12 випусків на рік (видається щомісячно).

Друкована версія: 2880 грн. за річний комплект
з урахуванням доставки рекомендованою банделроллю.

Електронна версія: 2880 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.

Журнал «Автоматичне зварювання» перевидается
англійською мовою під назвою
«The Paton Welding Journal»:
www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj

За зміст рекламних матеріалів
редакція журналу відповідальності не несе.

EDITORIAL BOARD

Scientists of E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU:

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

Founders

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

Address

E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU
03150, Ukraine, Kyiv-150,
11 Kazymyr Malevych Str.
Tel.: (38044) 200 2302, 200 8277
Fax: (38044) 200 8277
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 2022

Subscription index 70031.

12 issues per year (issued monthly), back issues available.
\$216, subscriptions for the printed (hard copy) version,
air postage and packaging included.

\$144, 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.

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

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

ЕЛЕКТРОДИНАМІЧНА ОБРОБКА ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АМг6 В ПРОЦЕСІ НАГРІВУ МЕТАЛУ ШВА

Л.М. Лобанов¹, М.О. Пашин¹, О.Л. Міходуй¹, П.В. Гончаров¹, А.В. Завдовсєв¹, П.Р. Устименко²

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

²НТУУ «Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, просп. Перемоги, 37

Досліджено вплив термічної дії в процесі електродинамічної обробки (ЕДО) зварних з'єднань зі сплаву АМг6 на їх напружено-деформовані стани. На базі співвідношень Прантля-Рейсса для руху пружнопластичного середовища при підвищених температурах розроблено математичну модель оцінки напруженого стану металевих матеріалів внаслідок їх взаємодії з електродом-індентором при ЕДО. На базі розробленої моделі проведено розрахункову оцінку впливу підвищених температур на залишкові напруження попередньо напруженої пластини зі сплаву АМг6 в результаті ЕДО. Проводили верифікацію результатів розрахунку з використанням зварних пластин товщиною 2 мм зі сплаву АМг6. Термічну дію здійснювали за рахунок супутнього ЕДО підігріву металу шва. Для оцінки впливу термічного потенціалу ЕДО на залишкові напруження виконували зварювання ТІГ зразків стикового з'єднання. Виконували ЕДО зразків при температурі $T_{\text{ЕДО}} = 20$ і 100 °С. Методом електронної спекл-інтерферометрії вимірювали значення поздовжньої компоненти (вздовж поздовжньої вісі шва) залишкових зварювальних напружень у центральному поперечному перерізі зразків до та після ЕДО. Термічний вплив при ЕДО забезпечували із застосуванням технологічного фена, а температуру нагріву контролювали інфрачервоним термометром. Встановлено, що нагрів зварного шва в процесі його ЕДО вздовж поздовжньої вісі стикового з'єднання забезпечує більші значення залишкових напружень стискування у центрі шва порівняно із обробкою при $T = 20$ °С. Бібліор. 9, табл. 2, рис. 5.

Ключові слова: електродинамічна обробка, зварні з'єднання, супутній нагрів, залишкові зварювальні напруження, алюмінієві сплави

Вступ. Використання енергії імпульсних електромагнітних полів (ІЕМП) для регулювання залишкових напружень у технологіях обробки конструкційних матеріалів є актуальним для сучасної промисловості. Одним із таких методів, що характеризується енергоефективністю і простотою реалізації, є електродинамічна обробка (ЕДО) зварних з'єднань [1].

Сучасним трендом інженерної практики є дослідження заходів, що направлені на підвищення ефективності ЕДО. Одним з таких є поєднання процесу ЕДО з підігрівом зони обробки. Наукові засади застосування термічного потенціалу при ЕДО базуються на результатах роботи [2], де показано, що нагрів попередньо розтягнутих тонких стрижнів із низьковуглецевої сталі сприяє підвищенню ефективності їх обробки ІЕМП для зниження рівня залишкових напружень. Враховуючи, що ефективність ЕДО визначається електроімпульсною складовою електродинамічної дії [3], термічна дія може інтенсифікувати механізми релаксації залишкових зварювальних напружень. Це має позитивно впливати на регулювання напружено-деформованих станів металів, сплавів та зварних з'єднань при їх ЕДО.

Метою роботи є дослідження впливу підігріву металу шва в процесі ЕДО на залишкові напру-

ження зварних з'єднань із алюмінієвого сплаву АМг6.

За результатами досліджень із використанням ЕДО попередньо навантажених поздовжнім розтягом σ_x плоских зразків алюмінієвого сплаву АМг6 встановлено, що максимальні показники ефективності обробки досягалися при величині σ_x , що є близькою до межі плинності $\sigma_{0,2}$ металу [4]. За критерій ефективності приймали дискретне зниження напружень розтягування σ_x зразка в результаті ЕДО. За умов, коли напруження σ_x не досягали або перевищували рівень $\sigma_{0,2}$, визначали зниження ефективності ЕДО у порівнянні з обробкою зразка при $\sigma_x = \sigma_{0,2}$. Наявність в активній зоні зварного з'єднання сплаву АМг6 поля залишкових напружень розтягування, рівень яких є близьким до $\sigma_{0,2}$, створює передумови до ефективного застосування ЕДО для релаксації останніх [1]. Дослідження напружених станів зварних з'єднань зі сплаву АМг6 після ЕДО за різних $T_{\text{ЕДО}}$ дозволило оцінити термічний потенціал в якості фактору підвищення ефективності обробки.

Моделювання напружених станів пластин зі сплаву АМг6 від ударної дії електрода-індентора при ЕДО в умовах їх нагріву. Враховуючи наведене вище, слід зазначити, що ЕДО із сумісним нагрівом зони обробки може бути ефективною у

Лобанов Л.М. – <https://orcid.org/0000-0001-9296-2335>, Пашин М.О. – <https://orcid.org/0000-0002-2201-5137>, Міходуй О.Л. – <https://orcid.org/0000-0001-6660-7540>

© Л.М. Лобанов, М.О. Пашин, О.Л. Міходуй, П.В. Гончаров, А.В. Завдовсєв, П.Р. Устименко, 2022

порівнянні з ЕДО без підігріву для зниження залишкових зварювальних напружень. Пошук оптимального режиму ЕДО пов'язаний з експериментальною оцінкою великої кількості параметрів процесу. Альтернативним рішенням є математичне моделювання процесу ЕДО, яке дозволяє проводити оцінку зміни напружено-деформованого стану зварних з'єднань після обробки в умовах підвищених температур, яке до теперішнього часу не проводили.

На базі роботи [5] було проведено математичне моделювання впливу температури $T_{\text{ЕДО}}$ на напружені стани зварних пластин із алюмінієвого сплаву АМг6 в результаті ударної дії електрода-індентора. Створення динамічного тиску на поверхнях пластин, що обробляються ЕДО, проводили за схемою (рис. 1). Зразок 4, що обробляється ЕДО, у вигляді зварної пластини розташований на робочому столі 5. Після запуску контактором K розрядного циклу ємності C на індуктор 1 останній формує магнітне поле відповідної потужності, під дією якого диск 2 із неферромагнітного матеріалу разом з електродом-індентором 3 отримують різні значення початкової швидкості руху V_0 в напрямку робочого стола 5. Значення V_0 були встановлені на основі попередніх досліджень. Ударна взаємодія електрода-індентора ЕДО з поверхнею пластин призводить до формування в них різного рівня залишкових напружень та деформацій в залежності від значення V_0 .

Створення математичної моделі динамічної складової ЕДО в умовах підвищених температур проводили з використанням спрощеної двовимірної (2D) плоскої постановки. Розрахункова схема задачі про процес ударної взаємодії електрода-індентора з пластинами [5, 6] представлена на рис. 2. Наявність описаної вище геометричної симетрії тіл, що ударно взаємодіють, дозволяє розглядати лише половину їхнього перерізу з одночасним накладанням на неї відповідних граничних умов. До цих умов відноситься накладання заборони на переміщення вузлів скінченно-елементної сітки

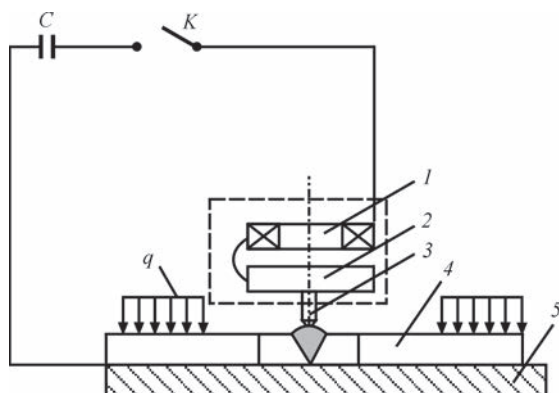


Рис. 1. Схема ЕДО пластин: 1 – індуктор; 2 – диск; 3 – рухомий електрод-індентор; 4 – зразок, що обробляється; 5 – робочий стіл; q – навантаження, що фіксує зразок [5]

(СЕС) тіл, що знаходяться на вісі симетрії, в горизонтальному напрямку «Х». Наявність в схемі електродинамічної обробки пластин робочого стола 5 (рис. 1) доцільно замінити спиранням на абсолютно жорстку основу 3 (рис. 2), яка у математичній постановці буде еквівалентна накладанню заборони на переміщення у вертикальному напрямку «У» вузлам СЕС, які належать нижній поверхні пластини, що контактує зі столом.

Для чисельного моделювання використовували континуальну модель середовища, що досліджується. Це дозволило записати закони збереження маси, кількості руху та енергії у вигляді диференціальних рівнянь у частинних похідних [5]. В математичній постановці поведінка матеріалів пластини (алюмінієвий сплав АМг6) та електрода-індентора (мідь М1) під дією зовнішнього імпульсного навантаження описували за допомогою ідеальної пружнопластичної реологічної моделі матеріалу, яка в бібліотеці матеріалів програми ANSYS/LS-DYNA має назву «PLASTIC-KINEMATIC». Вплив підвищених (вище кімнатної) температур $T_{\text{ЕДО}}$ задавали значеннями модулю пружності E і межі плинності $\sigma_{0,2}$ при $T_{\text{ЕДО}} = 20$ і 100 °С.

Залишкові зварювальні напруження моделювали завданням поздовжньої (вздовж вісі X на рис. 2) компоненти напружень розтягування σ_x , значення яких приймали рівними $\sigma_{0,2}$ сплаву АМг6 при відповідних температурах. Моделювали нормальну контактну взаємодію напівсферичного циліндричного електрода-індентора діаметром 15 мм (діаметр сфери 30 мм) масою 102,5 г із мідного сплаву М1 із пластиною зі сплаву АМг6 розмірами $250 \times 250 \times 2$ мм. Механічні характеристики пластини та індентора, що контактну взаємодіють, наведено у табл. 1. Електрод-індентор отримує значення $V_0 = 5$ м/с, яке було визначено на основі попередніх досліджень [5]. Підсумковий розрахунковий розподіл компонент залишкових напружень σ_x у пластинах визначали по лінії удару (напрямок V_0 на рис. 2).

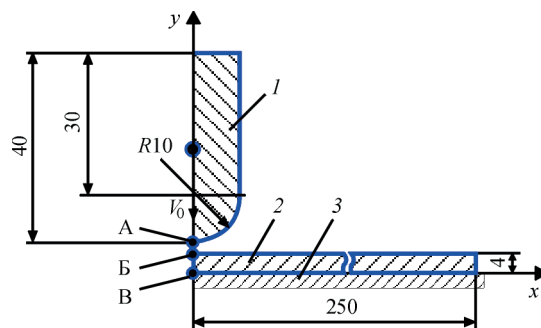


Рис. 2. Розрахункова схема процесу динамічного навантаження пластин, що обробляються ЕДО: 1 – електрод-індентор; 2 – зразок, що обробляється; 3 – абсолютно жорстка основа; А – точка на зовнішній поверхні електрода-індентора; Б – точка на зовнішній поверхні пластини; В – точка на зворотній поверхні пластини [5]

Таблиця 1. Механічні характеристики пластини зі сплаву АМг6 і індентора зі сплаву М1

Номер п/п	Матеріал	$T, ^\circ\text{C}$	Густина ρ , кг/м ³	Модуль пружності E , ГПа	Коефіцієнт Пуассона μ	Межа плинності $\sigma_{0,2}$, МПа
1	АМг6	20	2640	71	0,34	150
2	АМг6	100	2640	65	0,34	130
3	М1	20	8940	128	0,35	300

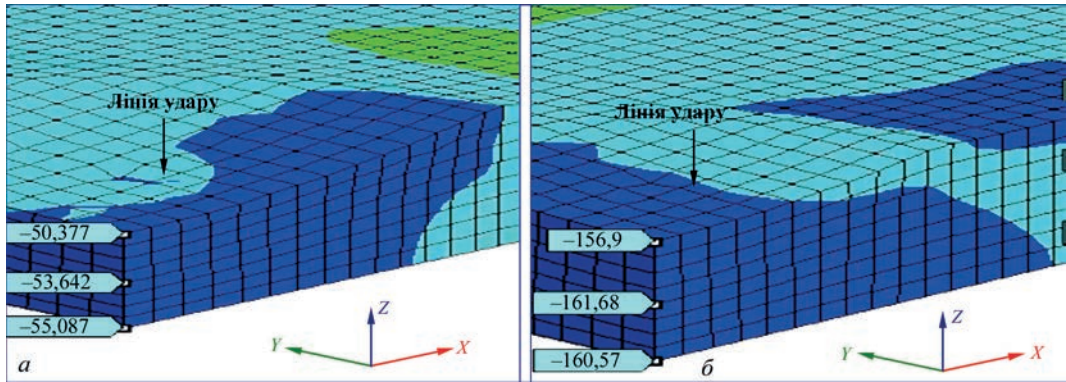


Рис. 3. Підсумковий розрахунковий розподіл залишкових напружень σ_x , МПа вздовж лінії удару у пластині зі сплаву АМг6 $\delta = 2$ мм після ЕДО при різних значеннях $T_{\text{ЕДО}}$: а – 20; б – 100 °С

На рис. 3 наведено результати моделювання залишкових розподілів поздовжньої (вздовж зварного шва) компоненти напружень σ_x по лінії удару у пластинках $\delta = 2$ мм. Можна бачити, що по лінії удару напруження стиску σ_x на контактній і зворотній поверхнях пластин досягають $0,3\sigma_T$ сплаву АМг6 при $T = 20^\circ\text{C}$ (а) і близькі до σ_T при $T = 100^\circ\text{C}$ (б).

Обладнання і методика експериментальних досліджень. З метою верифікації результатів математичного моделювання проводили ЕДО зразків стикових зварних з'єднань розміром $250 \times 250 \times 2$ мм із центральним швом. Перед зварюванням зразки жорстко закріплювали на збиральному столі притискними планками уздовж поздовжніх країв, що зварюються, на відстані 20 мм від них згідно схеми рис. 1. Зварні з'єднання виконували автоматичним зварюванням ТІГ при значеннях напруги, струму і швидкості процесу відповідно $U_d = 20,1$ В, $I_d = 115$ А і $V_{зв} = 5$ мм/с. В якості присадки використовували дрід марки ER5356 ESAB діаметром 1,6 мм, який подавали в зону дуги зі швидкістю $V_{пл} = 33$ мм/с.

Після зварювання і повного остигання зразків методом електронної спекл-інтерферометрії [7] до та після ЕДО визначали значення σ_x залишкових зварювальних напружень в центрі шва, на лінії сплавлення та на відстані 10 мм від центру шва.

ЕДО зразків в ручному режимі при напрузі заряду і ємності конденсатора відповідно $U_3 = 500$ В і $C = 5140$ мкФ проводили вздовж поздовжньої вісі зварного шва (рис. 4).

На першому етапі досліджень виконували оцінку вихідного залишкового напруженого стану зварної пластини № 1, яку згодом піддавали ЕДО при $T_{\text{ЕДО}} = 20^\circ\text{C}$. На другому після оцінки початкового напруженого стану пластини № 2 її піддавали ЕДО при $T_{\text{ЕДО}} = 100^\circ\text{C}$.

Термічний вплив на зразки виконували технологічним феном BOSCH 660 LCD, а температуру $T_{\text{ЕДО}}$ контролювали інфрачервоним термометром марки GT-810. Схему ЕДО в умовах супутнього підігріву наведено на рис. 4, а, процес ЕДО і зону обробки зварних з'єднань при $T_{\text{ЕДО}} = 100^\circ\text{C}$ – відповідно на рис. 4, б, в.

Обговорення результатів експериментів. Розподіл σ_x у центральному поперечному перерізі зразків стикових з'єднань без ЕДО та після її застосування при $T_{\text{ЕДО}} = 20$ і 100°C наведено на рис. 5. Можна бачити, що ЕДО позитивно впливає на розподіл напружень σ_x дослідних зразків, змінюючи їх від розтягування до стиску в центрі шва та на лінії сплавлення. Так, пікові значення напружень σ_x розтягування у вихідному стані (до ЕДО) у центрі шва, на лінії сплавлення і на відстані 10 мм від центру шва досягали відповідно 60, 90 і 50 МПа (рис. 5, а).

Після ЕДО при $T_{\text{ЕДО}} = 20^\circ\text{C}$ (рис. 5, б) напруження σ_x трансформувалися у стискування, а їх пікові значення у центрі шва, на лінії сплавлення і на відстані 10 мм від центру шва досягали відповідно -35 , -25 і -5 МПа.

Після ЕДО при $T_{\text{ЕДО}} = 100^\circ\text{C}$ (рис. 5, в) σ_x стиску у центрі шва і на лінії сплавлення не перевищували -80 і -1 МПа. На відстані 10 мм від центру шва σ_x розтягування досягали 40 МПа, тобто суттєво не змінювалися у порівнянні із вихідним станом, що можна бачити при порівнянні стовпчиків 3 відповідно на рис. 5, а, в.

Виходячи з наведеного, можна зазначити, що підігрів металу шва в процесі ЕДО сприяє підвищенню градієнта розподілу σ_x в поперечному перерізі зразка, зростанню значень σ_x стиску в центрі шва (стовпчик 1 на рис. 5, а–в).

Нагрів шва до температури $T_{\text{ЕДО}} = 100^\circ\text{C}$ забезпечує термопружну деформацію ϵ_T подовжен-

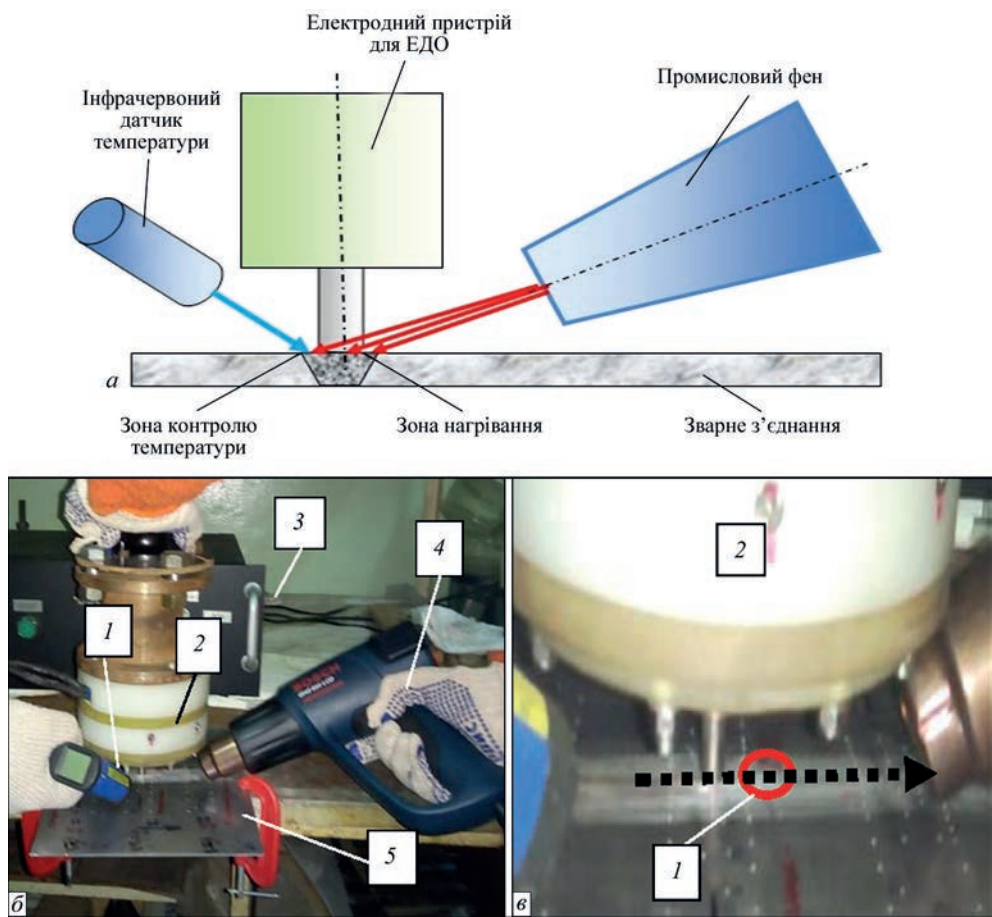


Рис. 4. Методика верифікації впливу супутнього підігріву на ефективність ЕДО зварних з'єднань: а – схема проведення досліджень; б – процес ЕДО зварних з'єднань в умовах підвищеної температури (1 – датчик температури; 2 – електродний пристрій для ЕДО; 3 – джерело живлення ЕДО; 4 – промисловий фен; 5 – зразок зварного з'єднання); в – розташування електродного пристрою 2 відносно зони обробки 1, де стрілкою вказано напрямок обробки вздовж лінії шва

ня сплаву АМгб в зоні шва, за якої метал досягає межі плинності $\sigma_{0,2}$, величина якої є меншою у порівнянні із $\sigma_{0,2}$ при $T_{\text{ЕДО}} = 20^\circ\text{C}$. Зменшення $\sigma_{0,2}$ при $T_{\text{ЕДО}} = 100^\circ\text{C}$ зумовлює зниження залишкових напружень за рахунок зростання рівня пластичної деформації розтягування металу шва, що є результатом електропластичного деформування останнього згідно механізму, наведеному у [1, 3, 4]. Також має місце підвищення пластичності сплаву АМгб при нагріві, яке характеризується зростанням величини відносного подовження δ відповідно із 22 % при $T_{\text{ЕДО}} = 20^\circ\text{C}$ до 34 % при $T_{\text{ЕДО}} = 100^\circ\text{C}$ [8]. Це сприяє зростанню щільності електричного контакту пари «індентор-метал» за їх взаємодії при $T_{\text{ЕДО}} = 100^\circ\text{C}$ порівняно із ЕДО при $T_{\text{ЕДО}} = 20^\circ\text{C}$. Наслідком цього є більш інтенсивне (порівняно з ЕДО при $T_{\text{ЕДО}} = 20^\circ\text{C}$) пластичне деформування металу в зоні контакту завдяки ефекту електропластичності [9]. Це робить свій внесок у формування локальних пластичних деформацій розтягу, наслідком чого є підвищення напружень стиску в зоні обробки.

Підтвердженням більш високого градієнта розподілу σ_x в умовах підігріву є зіставлення значень $\Delta\sigma$ при $T_{\text{ЕДО}} = 150$ і 20°C . Величину $\Delta\sigma$ визначали

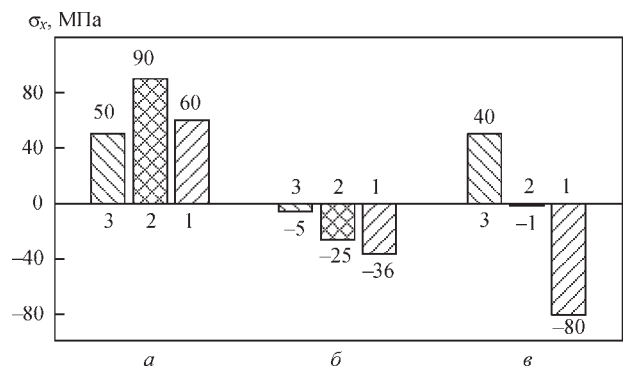


Рис. 5. Розподіл σ_x у центральному поперечному перерізі зразків стикових з'єднань: а – без застосування ЕДО; б – після ЕДО при $T_{\text{ЕДО}} = 20^\circ\text{C}$; в – після ЕДО при $T_{\text{ЕДО}} = 100^\circ\text{C}$ (1 – центр шва; 2 – лінія сплавлення; 3 – на відстані 10 мм від центра шва)

як абсолютну різницю напружень між значеннями σ_x у центрі шва і на лінії сплавлення зразків у вихідному стані (без ЕДО) та після обробки за різних $T_{\text{ЕДО}}$. Отримані значення $\Delta\sigma$ на різних ділянках шва при варіації $T_{\text{ЕДО}}$ наведено в табл. 2.

Із даних табл. 2 можна бачити, що ЕДО при $T_{\text{ЕДО}} = 100^\circ\text{C}$ є більш ефективною (у порівнянні з ЕДО при $T_{\text{ЕДО}} = 20^\circ\text{C}$) для підвищення рівня напружень стиску у центрі шва. Але для лінії сплав-

Таблиця 2. Значення $\Delta\sigma$ у центрі шва і на лінії сплавлення зразків зварних з'єднань зі сплаву АМг6

Номер п/п	$T_{\text{ЕДО}}, ^\circ\text{C}$	$\Delta\sigma, \text{МПа}$	
		Центр шва	Лінія сплавлення
1	20	95	115
2	100	140	91

лення має місце зворотна картина. Таким чином, ЕДО при підвищених температурах сприяє зростанню градієнта розповсюдження електродинамічного впливу на залишкові напружені стани зварних з'єднань. Зазначимо, що при циклічному навантаженні, де вплив залишкових напружень є вагомим, ніж при статичному, руйнування зварних з'єднань здебільшого проходить по лінії сплавлення. Отже, оптимальною схемою ЕДО слід вважати обробку по лінії сплавлення при $T_{\text{ЕДО}} = 150\text{ }^\circ\text{C}$, але для цього необхідні подальші дослідження.

Враховуючи наведене, слід зазначити, що термічний потенціал є одним із вагомих чинників оптимізації напружених станів зварних з'єднань зі сплав АМг6 при ЕДО, але оптимізація схеми і параметрів електродинамічних дій потребує подальших досліджень.

Висновки

- 1. Обґрунтовано доцільність застосування супутнього підігріву зварного з'єднання зі сплав АМг6 при його електродинамічній обробці. Показано, що термічна дія в цілому позитивно впливає на ефективність ЕДО зварних з'єднань порівняно з їх обробкою за кімнатної температури.
- 2. Розроблено експериментальну методику, на базі якої проведено дослідження з оцінки впливу сумісного з ЕДО підігріву зони обробки на напружений стан зварних пластин при ЕДО.
- 3. Встановлено, що ЕДО центра зварного з'єднання в умовах його супутнього підігріву є більш ефективною для регулювання залишкових напружень у центрі шва і менш ефективною по лінії сплавлення порівняно з ЕДО без підігріву.

ELECTRODYNAMIC TREATMENT OF WELDED JOINTS OF ALUMINIUM AMg6 ALLOY IN THE PROCESS OF HEATING THE WELD METAL

L.M. Lobanov¹, M.O. Pashchyn¹, O.L. Mikhoduj¹, P.V. Goncharov¹, A.V. Zavdoveev¹, P.R. Ustymenko²

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

² NTUU «Kyiv Polytechnic Institute named after Igor Sikorsky». 03056, Kyiv, Peremohy Ave., 37

The effect of thermal action in the process of electrodynamic treatment (EDT) of welded joints of AMg6 alloy on their stress-strained states was investigated. Based on the of the Prandtl-Reuss ratio for the movement of elastic-plastic environment at elevated temperatures, a mathematical model of evaluation of stress state of metal materials was developed as a result of their interaction with the electrode-indenter at EDT. On the basis of the developed model, a calculated evaluation of the effect of elevated temperatures on residual stresses of a preliminary strained plate of AMg6 alloy as a result of EDT was carried out. The verification of the results of the calculation with the use of welded plates of AMg6 alloy of 2 mm thickness was carried out. Thermal action was carried out with the help of the accompanying EDT preheating of the weld metal. To evaluate the effect of the thermal potential of EDT on residual stresses, TIG welding of butt-joint specimens was performed. EDT of specimens at the temperature $T_{\text{EDT}} = 20$ and $100\text{ }^\circ\text{C}$ was performed. Applying the method of electron speckle-interferometry, the values of the longitudinal component (along the longitudinal axis of the weld) of residual welding stresses in the central cross-section of the specimens before and after EDT were measured. Thermal impact on EDT was provided with the use of a heat gun, and the heating temperature was controlled by an infrared thermometer. It was revealed that heating of the weld in the process of its EDT along the longitudinal axis of a butt joint provides greater values of residual compression stresses in the centre of the weld as compared to the treatment at $T = 20\text{ }^\circ\text{C}$. 9 Ref., 2 Tabl., 5 Fig.

Keywords: electrodynamic treatment, welded joints, accompanying heating, residual welding stresses, aluminium alloys

Список літератури/References

1. Lobanov, L., Kondratenko, I., Zhiltsov, A. et al. (2018) Development of post-weld electrodynamic treatment using electric current pulses for control of stress-strain states and improvement of life of welded structures. *Mater. Performance and Characterization*, 7, 4, 941–955. <https://doi.org/10.1520/MPC20170092>. ISSN 2379-1365.

2. Степанов Г.В., Бабуцкий А.И., Мамеев И.А. (2004) Нестационарное напряженно-деформированное состояние в длинном стержне, вызванное импульсами электрического тока высокой плотности. *Пробл. прочности*, 4, 60–67. Stepanov, G.V., Babutsky, A.I., Mameev, I.A. (2004) Nonstationary stress-strain state in long rod caused by pulses of high density electric current. *Problemy Prochnosti*, 4, 60–67 [in Russian].

3. Lobanov, L.M., Pashin, N.A., Mikhodui, O.L., Sidorenko, Yu.M. (2018) Electric Pulse Component Effect on the Stress State of AMg6 Aluminum Alloy Welded Joints Under Electrodynamic Treatment. *Strength of Materials*, March, 50, 2, 246–253. <https://doi.org/10.1007/s11223-018-9965-x>

4. Lobanov, L.M., Pashin, N.A., Mikhodui, O.L. (2012) Influence of the loading conditions on the deformation resistance of AMg6 alloy during electrodynamic treatment. *Strength of Materials*, 44, 472–479. <https://doi.org/10.1007/s11223-012-9401-6>

5. Lobanov, L.M., Pashin, N.A., Mikhodui, O.L., Sidorenko, Yu.M. (2017) Effect of the Indenting Electrode Impact on the Stress-Strain State of an AMg6 Alloy on Electrodynamic Treatment. *Strength of Materials*, May, 49, 3, 369–380.

6. Lobanov, L.M., Pashchyn, M.O., Mikhodui, O.L., Goncharov, P.V., Sydorenko, Yu.M. and Ustymenko, P.R. (2021) Modeling of stress-strain states of AMg6 alloy due to impact action of electrode-indenter in electrodynamic treatment. *The Paton Welding J.*, 6, 2-11. <https://doi.org/10.37434/tpwj2021.06.01>

7. Lobanov, L.M., Pashin, N.A., Mihoduy, O.L., Khokhlova, J.A. (2016) Investigation of residual stress in welded joints of heat-resistant magnesium alloy ML10 after electrodynamic treatment. *Journal of Magnesium and Alloys*, 4, 77–82.

8. Фридляндер И.Н. (1974) *Алюминиевые сплавы: Структура и свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов*. Москва, Металлургия. Fridlyander, I.N. (1974) *Aluminium alloys: Structure and properties of semi-finished products from aluminium alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

9. Стрижало В.А., Новогрудский Л.С., Воробьев Е.В. (2008) *Прочность материалов при криогенных температурах с учетом воздействия электромагнитных полей*. Киев, Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины. Strizhalo, V.A., Novogradskyi, L.S., Vorobiov, E.V. (2008) *Strength of materials at cryogenic temperatures taking into account the impact of electromagnetic fields*. Kyiv, IPS [in Russian].

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТІ ШАРІВ МЕТАЛУ, НАПЛАВЛЕНИХ ІЗ ПОПЕРЕДНІМ НАНЕСЕННЯМ КАРБІДІВ ТИТАНА ТА БОРА

В.В. Переми́тько, І.В. Коломоєць, В.І. Сухомлин

Дніпровський державний технічний університет. 51900, м. Кам'янське, вул. Дніпробудівська, 2.

E-mail: vpereमितko1965@gmail.com

Нерівномірність зношування робочих поверхонь деталей, що працюють в умовах тертя, є поширеною причиною настання часу заміни та реновації. Одним із способів уникнення даної проблеми є формування дуговим наплавленням поверхонь змінного складу та властивостей. В роботі наведено порівняльний аналіз твердості та структури металу, наплавленого із попереднім нанесенням на оброблювані поверхні карбідів титана та бора. Дані матеріали було обрано, виходячи з їх впливу на механічні властивості наплавленого металу. Досліджено твердість, структуру та склад наплавленого металу. Проаналізовано залежність твердості в окремих зонах перерізу валика від тепловкладення та витрат матеріалу. Виявлено закономірності між накопиченням у сформованих валиках попередньо нанесеного на оброблювану поверхню матеріалу та суттєвістю структурних перетворень. Зафіксовано схожий вплив обох карбідів на структуру наплавленого металу. Твердість металу валиків при внесенні B_4C у 1,5 рази вища, ніж у разі використання TiC . Шляхом мікрорентгеноспектрального аналізу виявлено вплив вільного вуглецю, що утворюється внаслідок розкладання сполук, на структурні перетворення в наплавленому металі. Було встановлено, що для зон з найбільшим вмістом вуглецю характерні найбільші скупчення бейніту. Встановлено, що попереднє нанесення карбідів із застосуванням поширених наплавних матеріалів дозволяє отримати наплавлений метал, який за властивостями відповідає металу, наплавленому дротом ПП-Нп-152. Бібліогр. 15, табл. 2, рис. 7.

Ключові слова: дугове наплавлення, суцільний дріт, плавлений флюс, карбід титану, карбід бору, попереднє нанесення, локальна фіксація, твердість, структура

Поширеним способом усунення нерівномірності зносу контактних поверхонь, що працюють в умовах неоднаково розподілених за площею навантажень, є формування поверхневих шарів змінного складу та властивостей, погоджено до ступеню втрати початкової геометрії на різних ділянках [1–5]. Такими деталями є, зокрема, валики шаропрокатного стану, ролики рольгангів, лопатки нагінтків, вали тощо.

З літературних даних відомо про позитивний ефект від попереднього нанесення або введення під час наплавлення різних легувальних компонентів [6–10]. Вивчення можливостей мікролегуювання металу при наплавленні різними матеріалами [11] виявило, що введення зміцнювальних елементів або їх сполук з вуглецем та азотом в кількостях до 0,2 % призводить до отримання дрібнозернистої, однорідної структури металу та більш рівномірного розподілу легуючих елементів. Останнє позитивно позначається на механічних характеристиках металу.

Зокрема, слід відзначити позитивний вплив карбідних сполук на зносостійкість наплавлених шарів з огляду на пряму залежність між твердістю та зносостійкістю карбідів [11–13].

Одним з успішних прикладів реалізації наплавлення з суттєвим впливом карбідних сполук в на-

плавлених шарах є технологія формування металу дуговим наплавленням з утворенням карбідів елементів, що входять до шихти порошкового дроту [12]. Проте зазначений спосіб передбачає нанесення металу з однаковим вмістом карбідів по всій поверхні, а процес формування поверхневих шарів змінного складу буде в такий спосіб суттєво складнішим. У роботі [12] наплавлення металу виконувалося дротом ПП-АН 192. Структура такого металу являє собою мартенсит із залишковим аустенітом та дрібними карбідними включеннями. Твердість такого металу сягає щонайменше $HV\ 555$.

Крім того, отримано підтвердження позитивного впливу додавання карбідів на механічні властивості зварних з'єднань [14]. У даній роботі виконувалося зварювання дротом Св-08 із введенням різних модифікаторів, зокрема і TiC . Як результат, було отримано метал шва із суцільною бейнітною структурою, без збереження карбідних часток. Було встановлено, що карбід титану збільшує межу витривалості шарів на 35 МПа (в 1,08). Відомо також про застосування в якості зміцнювального компоненту карбиду вольфраму [13]. Зокрема, було виявлено позитивний вплив даного матеріалу на властивості поверхневих шарів, що працюють в умовах газоабразивного

Переми́тько В.В. – <https://orcid.org/0000-0001-9032-6116>, Коломоєць І.В. – <https://orcid.org/0000-0003-3650-2929>, Сухомлин В.І. – <https://orcid.org/0000-0002-3673-1353>

© В.В. Переми́тько, І.В. Коломоєць, В.І. Сухомлин, 2022

зношування [14]. У зазначеному випадку карбіди утворювалися з титану, який входить до складу шихти порошкового дроту.

З огляду на високу ступінь збереження компонентів, які додатково можуть вноситися, а також на можливість фіксації таких матеріалів вибірково, погоджено до реальної картини зносу, перспективним виглядає їх попереднє нанесення на оброблювану поверхню [6–8]. Така схема дозволяє також виконувати наплавлення із застосуванням поширених електродних дротів та флюсів.

Проведені раніше дослідження виявили позитивний вплив попередньої фіксації шарів суміші TiC із ґрунтовкою ГФ-021 у вигляді смуг шириною 2 мм по краях запланованих валиків [15]. Формуються шари змінного складу та властивостей, додавання зміцнювача вказаним способом дозволяє досягти механічної неоднорідності формуванням в межах кожного валика зон, що є відмінними за структурою та властивостями від наплавленої основи. При проведенні зазначених вище досліджень були отримані поверхневі шари, в рамках яких чергуються зони більшої та меншої твердості, з різницею її значень в 1,6 рази. Останнє спричинило зміну характеру зносу і при локальному зростанні твердості втрати матеріалу поверхневих шарів можуть бути навіть меншими, ніж у випадку суцільного формування однорідного за складом та властивостями наплавленого шару.

Метою роботи ставилося шляхом порівняльного аналізу наплавлених шарів, сформованих із попередньою локальною фіксацією зміцнювачів у вигляді карбідів, виявити суттєвість змін у структурі та міцнісних характеристиках окремих їх зон.

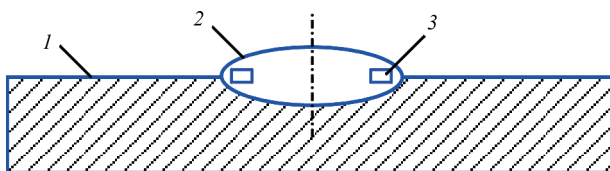


Рис. 1. Схема нанесення додаткових матеріалів: 1 – зразок; 2 – наплавлений валик; 3 – місця попередньої фіксації карбідів бору або титану

Умови проведення досліджень. З огляду на зазначений вище вплив карбідів на властивості наплавленого металу, для лабораторного дослідження було обрано карбіди титану (TiC) та бору (B_4C), твердість яких становить 32000 та 36000 МПа відповідно.

Матеріали наносилися аналогічно до роботи [15]. В якості дослідних зразків використовувалися пластини зі сталі 20 товщиною 10 мм, шириною та довжиною 100 мм. Наплавлення виконували дротом Св-08А діаметром 3 мм під флюсом АН-348А на зварювальній установці АДС-1000 при режимі: струм наплавлення 500 ± 10 А, напруга на дузі 30 ± 1 В, швидкість наплавлення 25...35 м/год, ексцентриситет нанесення шарів матеріалу 5...8 мм. Схема нанесення додаткових матеріалів наведена на рис. 1.

Наплавлення виконувалося в один шар, перекриття одиночних валиків становило 7 мм, товщина нанесеного шару – 2,5...3,0 мм, валики з перекриттям наплавлялися попарно. Кожна пара валиків наносилася при фіксованому значенні погонної енергії.

Під час підготовки експерименту використовували центральний композиційний план 2-го порядку для двох факторів. У якості факторів впливу були обрані погонна енергія $q_{\text{пог}}$, Дж/мм і питомі витрати матеріалу ($m_{\text{шт}}$), г/пог. мм. Відгуком експерименту обрано твердість у трьох різних ділянках: по краях наплавлених валиків, в нижній їх частині та в місці перекриття валиків. Для вимірювання твердості зразки розрізалися поперек на темплеті шириною 20 мм. Вимірювання проводили на твердомірі ТК-2 у семи точках (рис. 2).

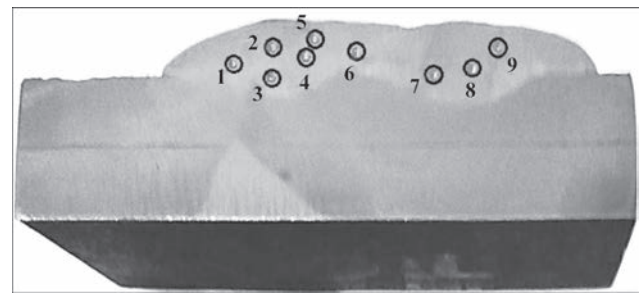


Рис. 2. Зразок для вимірювання твердості

Таблиця 1. Результати вимірювання твердості по зонах нанесених валиків

Номер зразка	Погонна енергія $q_{\text{пог}}$, Дж/мм	Питомі витрати m , г/пог. мм	HB на периферії валика (TiC)	HB в місці перекриття (TiC)	HB нижня частина (TiC)	HB на периферії валика (B_4C)	HB в місці перекриття (B_4C)	HB нижня частина (B_4C)
1	1848	0,032	255	293	241	298	333	269
2	1848	0	192	187	187	192	187	187
3	1314	0,032	293	302	262	432	506	403
4	1314	0	192	187	187	192	187	187
5	1536	0,032	248	255	277	325	354	373
6	1536	0	192	187	187	192	187	187
7	1848	0,016	293	302	262	285	306	255
8	1314	0,016	241	262	241	432	420	255
9	1536	0,016	192	269	255	246	373	246

Металографічний аналіз виконували за допомогою фотомікроскопу Neophot 21 та растрового мікроскопу РЕМ-106і. Мікрорентгеноспектральний аналіз виконували електронно-зондовим мікроаналізатором ЕРМА-1720. Розмір області матеріалу, з якої отримували спектральну складову рентгенівського випромінювання для ідентифікування хімічного елементу, складав у середньому 70...90 нм на краях валиків і 50...70 нм у зоні перекриття валиків.

Обробка результатів експерименту проводилася у програмі STATISTICA 7.0. Результати вимірювання твердості металу із введенням TiC та B_4C наведено у табл. 1.

З таблиці видно, що при введенні B_4C твердість металу в місці перекриття у 1,7 разів більше, ніж в тому ж місці при введенні TiC (HB 506 при введенні B_4C проти HB 302 при введенні TiC) за умови постійної погонної енергії, 1314 Дж/мм. Це можна пояснити більшою стабільністю B_4C в умовах помірного термічного впливу, більшою власною твердістю та, як наслідок, більшою присутністю карбідних часток в металі.

На рис. 3 наведено залежність зміни твердості в зоні перекриття (місці введення різних карбідів).

З рис. 3 видно, що максимальне зростання твердості в зоні перекриття валиків при введенні TiC спостерігається при значеннях погонної енергії в межах 1600...1800 Дж/мм та при питомих витратах зміцнювача $3,2 \cdot 10^{-2}$ г/мм. При нанесенні B_4C зростання твердості фіксується при дещо менших значеннях погонної енергії – 1400...1700 Дж/мм та при тих же витратах зміцнювача. При перевищенні 1700 Дж/мм спостерігається зниження твердості. В той самий час введення карбіду титана дозволяє збільшувати погонну енергію до призначеного в рамках експерименту максимуму (1848 Дж/мм), не спричиняючи зниження твердості. Це може пояснюватися більш високою температурою плавлення TiC (3100 °C), а також насиченням вуглецем через розкладання карбідів. Вплив погонної енергії на твердість характеризується тим, що при зменшенні погонної

енергії знижується тепловкладення та, як наслідок, зменшується вигоряння матеріалу, що сприяє підвищенню твердості.

Виходячи з проведених досліджень, вплив локального введення карбідів на властивості металу безпосередньо в місцях введення існує. Через короткочасність існування рідкої ванни та недовконалість перемішування розплаву частинки зміцнювача переважно зберігаються у місцях їх попередньої фіксації, спричиняючи там для випадку введення карбіду бора збільшення твердості у 2,7 разів у порівнянні з центральною зоною валиків (HB 506 проти HB 187) та в 1,5 рази на краю при аналогічному порівнянні (HB 432 проти HB 293). При введенні TiC в місці перекриття різниця становить 1,6 разів (HB 302 проти HB 187), та 1,5 рази по краях (HB 293 проти HB 192).

Таким чином, внесення TiC локально, на периферію валиків, максимально віддалено від дуги, дозволило підвищити твердість в місці введення на HB 115, в той час як в роботі [13] твердість підвищилася на HB 7.

Максимальне значення твердості, отримане в зоні перекриття при введенні B_4C (HB 506) є наближеним до твердості для металу, наплавленого дротом ПП-АН 192 (HB 555) [12]. Це підтверджує можливість формувати високоміцний метал із локальним внесенням карбідів без застосування коштовних наплавних матеріалів та з потенційно меншою витратою зміцнювача.

Металографічний аналіз наплавленого металу виявив у зонах перекриття та по краях валиків структуру, що є характерною для випадку збільшення вмісту вуглецю (рис. 4). Максимальні зміни спостерігаються у зонах перекриття, що пояснюється фактом найбільшої присутності зміцнювача. У разі введення TiC структура складається з бейніту, мартенситу та фериту. Враховуючи той факт, що основу наплавленого металу складає ферит, наявність бейніту, скоріш за все, вказує на насичення фериту вуглецем з введеного карбіду внаслідок термодинамічного розкладання останнього. Мартенсит же, в свою чергу, може бути наслідком

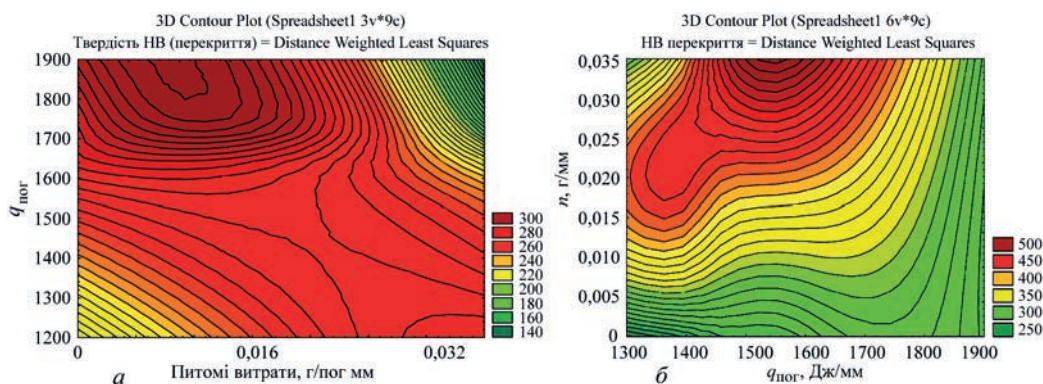


Рис. 3. Залежність твердості металу в місці перекриття валиків від погонної енергії та питомих витрат: а – при введенні TiC; б – при введенні B_4C

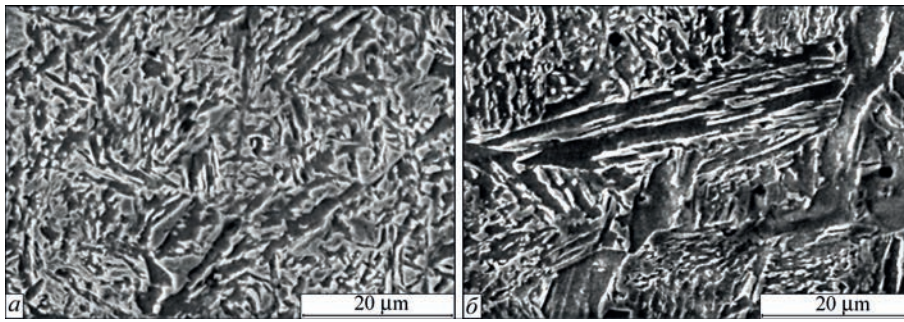


Рис. 4. Мікроструктура металу в місцях перекриття одиночних валиків: *a* – із внесенням TiC; *б* – із внесенням B_4C

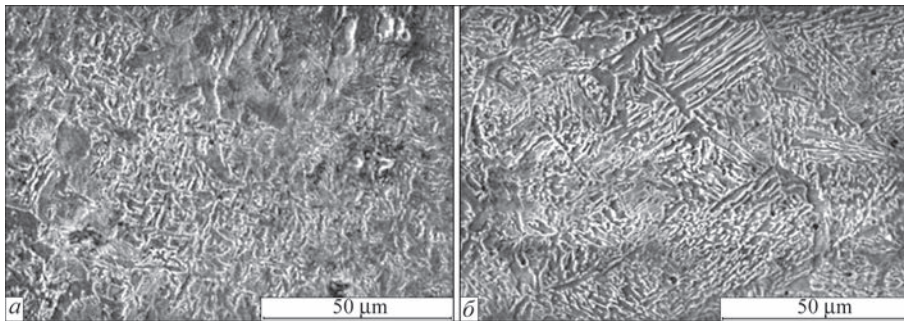


Рис. 5. Мікроструктура металу на краю валика: *a* – із внесенням TiC; *б* – із внесенням B_4C

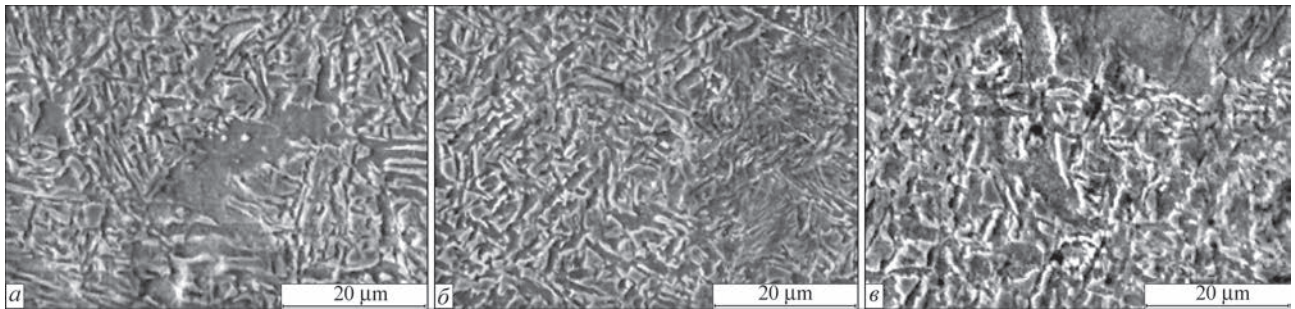


Рис. 6. Мікроструктура металу у перерізі валиків, наплавлених з внесенням TiC: *a* – лівий край валика; *б* – зона перекриття валиків; *в* – правий край валика

розчинення вуглецю в залізі та додатковим легуванням марганцем з флюсу АН-348А, що збільшує загальну стабілізацію аустеніту. Бейніт представлений компактними за розміром та щільно розташованими ділянками в межах аустенітних зерен (рис. 4). Локальне введення TiC, таким чином, сприяє меншому розкладанню сполуки, що підтверджується поодинокими ненасиченими ділянками фериту, в той час як структура, отримана в роботі [13], являє собою суцільний бейніт.

Структура в місці перекриття валиків при введенні B_4C (рис. 4) також являє собою поєднання фериту та бейніту зі скупченням карбідних часток, переважно в ділянках фериту. Бейнітні ділянки, в свою чергу, у випадку внесення B_4C є значно меншими за кількістю порівняно до аналогічного випадку з TiC. Дане спостереження, а також скупчення карбідів бора можна пояснити іншою кінетикою формування морфологічних особливостей кінцевих структур у порівнянні з внесенням TiC.

На краю валика, наплавленого із внесенням TiC (рис. 5, *a*) без перекриття (де зміцнювача мен-

ше ніж у зонах перекриття), спостерігається збільшення кількості ділянок фериту зі зменшенням присутності бейніту. Це може свідчити про менш суттєве насичення фериту вуглецем. В аналогічній ділянці при введенні карбіду B_4C (рис. 5, *б*) спостерігається значно менше карбідних часток в порівнянні із зоною перекриття, збільшення ділянок бейніту та зменшення фериту. Останнє, вочевидь, пояснюється більшим розкладанням внесеного матеріалу у цій зоні.

Для більш детального дослідження впливу карбіду титану на структуру і властивості наплавленого металу було проведено мікрорентгеноспектральний аналіз зразків з нанесенням TiC.

Всі три варіанти нанесення шарів із зміцнювачем наведено на рис. 6. Видно, що на бічних валиках області фериту перевищують за площею феритні ділянки в зоні перекриття валиків. Бейнітні структури в зоні перекриття валиків мають більшу дисперсність та ознаки швидкої кристалізації: фіксуються компактні зони з одноманітною орієнтацією бейнітних складових. На бокових валиках структура бейніту відпові-

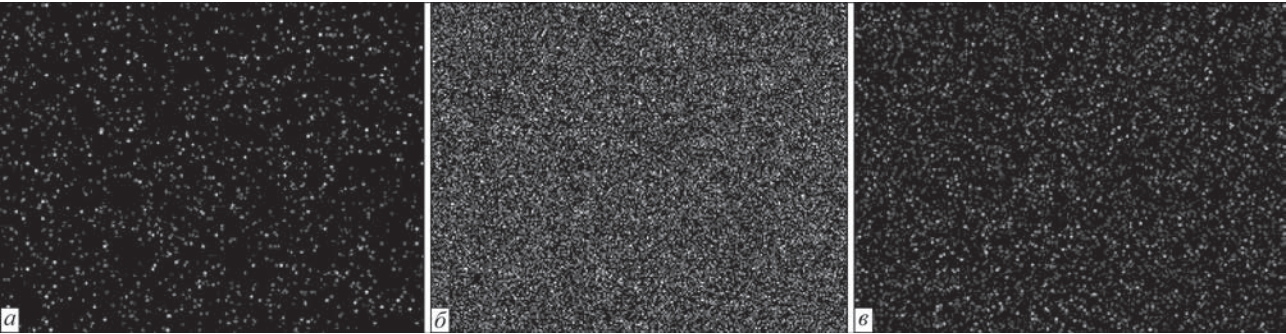


Рис. 7. Розподіл Ті за перерізом наплавлених валиків: а – лівий край валика; б – зона перекриття валиків; в – правий край валика

Таблиця 2. Масова частка елементів в металі різних зон наплавки з карбідом титану, %

Хімічний елемент	Лівий валок		Зона перекриття		Правий валок	
	Ферит	Бейніт	Ферит	Бейніт	Ферит	Бейніт
Si	0,81...0,93	0,75...0,90	0,60...0,79	0,72...0,75	0,77...0,85	0,91...0,94
Mn	1,48...1,75	1,29...1,56	1,66...1,75	1,61...1,72	1,63...1,90	1,50...1,91

дає більшому часу і меншій швидкості процесу кристалізації.

На рис. 7 показано розподіл титану у металі, наплавленому з використанням карбіду титану. Розміщення картин розподілу відповідає картинам структури на рис. 6. Видно, що у всіх досліджуваних зонах розподіл титану відносно рівномірний, проте на краях валиків загальна кількість титану менша, а розміри окремих часток більші.

Враховуючи, що титан має більшу спорідненість до вуглецю у порівнянні із залізом (та іншими металами зі складу розплаву), а також високу температуру утворення карбіду в наплавлювальній ванні, можна припустити, що саме зародки карбіду титану слугують центрами кристалізації аустеніту, а в подальшому, при розпаді аустеніту – центрами кристалізації бейніту та фериту. Таким чином, саме титан є основним елементом формування структури в різних місцях валиків.

Розподіл основних хімічних елементів у складі наплавленого металу показано в табл. 2.

Si та Mn мають досить високу концентрацію через їх присутність в основному металі зразків, у наплавному дроті та в складі флюсу АН-348А. Марганець підвищує стабільність аустеніту, а, отже і вірогідність утворення зсувних структур. Кремній у складі фериту і бейніту збільшує твердість цих структурних складових. Майже однаковою концентрацією Mn і Si у фериті та в структурі бейніту пояснює особливість бейнітного перетворення. Під час останнього відбувається перерозподіл лише вуглецю і не відбувається перерозподіл легуючих елементів.

Таким чином, більш ефективним з точки зору підвищення твердості металу з двох розглянутих карбідів можна вважати B_4C . Це зумовлено тим, що, незважаючи на меншу термодинамічну стійкість сполуки, B_4C забезпечує значення твердості в середньому в 1,4 рази вище ніж TiC .

Висновки

1. Експериментально встановлено більшу ефективність від попереднього локального нанесення на поверхню під дугове наплавлення B_4C у порівнянні із TiC : при погонній енергії 1314 Дж/мм та питомих витратах B_4C $3,2 \cdot 10^{-2}$ г/мм фіксується твердість металу у 2,7 разів вище. Для металу із введенням B_4C при збільшенні погонної енергії до 1848 Дж/мм твердість в середньому в 1,4 рази вище ніж при участі TiC .
2. Структура металу наплавлених шарів за однакових умов тепловкладення та кількості внесення зміцнювача не є суттєво відмінною. У шарах із різними зміцнювачами спостерігається феритна структура з ділянками бейніту, що виникає за рахунок насичення вуглецем, який утворюється внаслідок розкладання карбідів. У разі зміцнення B_4C фіксується скупчення карбідів, переважно на феритних ділянках. Карбід бора в умовах помірного тепловкладення є більш стабільним ніж карбід титану.
3. Мікрорентгеноспектральний аналіз металу, наплавленого із введенням TiC , підтвердив суттєвий вплив вільного вуглецю на структурні перетворення в наплавленому металі. Зокрема встановлено, що в зоні перекриття валиків карбіди TiC розмірами декілька десятків нанометрів слугують зародками для кристалізації і росту більш дисперсного бейніту в порівнянні з іншими зонами валків.
4. Твердість металу, що наплавляється суцільним дротом Св-08А із додатковим введенням карбіду бору, наближається до значень, характерних для випадку використання порошкового дроту ПП-АН 192 (HB 506 проти HB 555), що підтверджує перспективність запропонованої схеми додаткового внесення карбідів у наплавлюваний шар металу.

Список літератури

1. Leschinskiy, L.K., Gulakov, S.V., Stepnov, K.K., Nosovskiy, B.I. (1985) *Valki s naplavlennym sloyem novoy konstruktsiyi povishayut effektivnost' raboty prokatnykh stanov* [Newly designed hardfaced rolls improve rolling mill efficiency], in Gladkiy, P.V. (ed), Kyiv, Ukraine [in Russian].
2. Ivanov, V.P. (2019) *Theoretical and technological bases of increasing the efficiency of electric arc surfacing on the basis of modeling of formation of welding bath*. D. Sc. Thesis, Pryazovskyy Derzhavnyy Tekhnichnyy Universytet, Mariupol, Ukraine [in Russian].
3. Yaryza-Stetsenko A.V. (2012) *Increasing of arc hardfacing technology with variable chemical composition by alloying of it from flux*. Abstract of PhD. Donbass'ka Mashynobudivna Akademiya, Kramatorsk, Ukraine [in Russian].
4. Kragelskiy, I.V. *Treniye i iznos* [Friction and wear] (1968) Moscow, Mashinostroyeniye [in Russian].
5. Chigarev V.V., Ivanov V.P., Psaryova I.S. (2003) Increasing of details' and parts' performance by hardfacing of heterogeneous layer. *Zakhyst metalurgiyinykh mashyn vid polomok*, 7, 234–237 [in Russian].
6. Schenfeld, V.Y. (2014) *Increasing of wear resistance of steel parts by surfacing with the use of carbon fiber materials*. PhD Thesis, Vinnytskyy Derzhavnyy Tekhnichnyy Universytet, Vinnytsya, Ukraine [in Russian].
7. Peremitko, V.V. (2014) Wear resistant arc hardfacing by layer of alloying blend. *Paton Welding Journal*, 8, 56–59.
8. Peremitko, V.V., Panfilov, A.I. (2017) Arc hardfacing of metal layers with variable composition and properties. *Ibid*, 7, 48–52.
9. Kuznetsov, V.V., Stepanov, D.V. (2015) Structure and properties of welded joint's metal modified by nanooxides. *Ibid*, 6-7, 19–24.
10. Kuznetsov, V.V., Stepanov, D.V. (2015) Wear resistant hardfacing with adding to welding bath of nanopowders. *Ibid*, 5-6, 54–56.
11. Babinets A.A., Ryabtsev I.O. (2021) Influence of modification and microalloying on deposited metal structure and properties (Review). *Ibid*, 10, 3–10. <https://doi.org/10.37434/tpwj2021.10.01>
12. Ryabtsev, I.A., Panfilov, A.I., Babinets, A.A. et al. (2015) Structure and wear resistance during abrasive wear of welded metal, hardened by carbides of different types. *Ibid*, 5-6, 84–88.
13. Zhudra, A.P. (2014) Investigation of wear resistance of composite layers during gas abrasive wear during increased temperatures. *Ibid*, 11, 31–34.
14. Peremitko, V.V., Kolomojets, I.V., Sukhomlyn, V.I. (2019) Influence of preliminary application of alloying powders on structure and hardness of welded metal. *Ibid*, 9, 40–44.
15. Peremitko, V.V., Kolomojets, I.V. (2021) Influence of orientation of zones of higher hardness of composite layers on their resistance to wear. *Archives of Materials Science and Engineering*, 110, 59–71.

FEATURES OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF METAL LAYERS DEPOSITED WITH PRE-APPLICATION OF TITANIUM AND BORON CARBIDES

V.V. Peremitko, I.V. Kolomojets, V.I. Sukhomlyn

Dnipro State Technical University. 2 Dniprobudivska Str., 51900, Kamianske, Ukraine. E-mail: vperemitko1965@gmail.com

Unevenness of wearing of working surfaces of parts, operating under friction, is a common cause for beginning of renovation and replacement times. One of the methods to avoid this problem is formation of surfaces of a variable composition and properties by arc surfacing. The work presents comparative analysis of the hardness and structure of the metal, deposited with pre-application of titanium and boron carbides on the processed surfaces. These materials were selected, proceeding from their impact on the deposited metal mechanical properties. The hardness, structure and composition of the deposited metal were studied. Hardness dependence on the heat input and material consumption in individual zones of the bead cross-section was analyzed. Regularities were established between accumulation in the formed beads of material pre-applied on the processed surface and the significance of structural transformations. A similar influence of both the carbides on the deposited metal structure was found. Bead metal hardness is 1.5 times higher at B₄C application, than in the case of using TiC. X-Ray spectral microanalysis revealed the influence of free carbon, formed as a result of compound decomposition, on the structural transformation in the deposited metal. It was found that the largest accumulations of bainite are characteristic for zones with the highest carbon content. It was determined that pre-application of carbides, using the most common surfacing materials, allows producing deposited metal, matching by its properties the metal deposited with PP-Np-152 wire. 15 Ref., 2 Tabl., 7 Fig.

Keywords: arc surfacing, solid wire, fused flux, titanium carbide, boron carbide, pre-application, local fixation, hardness, structure

Надійшла до редакції 18.03.2022

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

LET'S JOIN
THE WORLD!

11. – 15. September, 2023

REGISTER NOW!

SCHWEISSEN
& SCHNEIDEN
No. 1
IN THE WORLD

ЦЕНТРОБІЖНЕ ПЛАЗМОВЕ НАПЛАВЛЕННЯ ВТУЛОК БУРОВИХ НАСОСІВ

О.І. Сом

ТОВ фірма «Плазма-Мастер Лтд». 03142, м. Київ, вул. Академіка Кржижановського, 3. E-mail: info@plasma-master.com
Досліджено особливості центробіжного плазмового наплавлення з використанням порошків трьох сплавів різних систем легування на основі заліза та нікеля. Встановлено, що при центробіжному плазмовому напавленні найкращі зварювально-технологічні властивості має дослідний порошок на основі заліза, який забезпечує отримання напавленого металу типу 200X15D2MC2P. Шар, який напавлено цим порошком, має однорідну за висотою мікроструктуру та забезпечує збільшення зносостійкості втулок у 5-6 разів у порівнянні з серійними, які виготовлено зі сталі 70 і загартовано СВЧ. Запропоновано конструкцію складової втулки зі змінною напавленою гільзою, яка є більш технологічною у виготовленні та дозволяє виконувати її ремонт шляхом простої заміни зношеної гільзи. Бібліогр. 10, табл. 1, рис. 8.

Ключові слова: центробіжне плазмове напавлення, сплави для напавлення, напавлений метал, структура металу, зносостійкість, карбіди, твердість, товщина шару

Вступ. Бурові насоси використовуються в нафтогазовій галузі для промивання свердловин під час буріння [1]. Підтримання високого тиску та необхідних витрат розчину для промивання в свердловині переважно залежить від надійної роботи пари циліндрова втулки – поршень. На жаль, через високий вміст у розчині для промивання абразивних часток циліндрові втулки швидко зношуються та виходять з ладу.

Втулки виготовляються з інструментальних сталей 70, 95X18, X12МФ. Найчастіше використовується сталь 70 як найбільш доступна та дешева. Проте виготовлені з цієї сталі втулки експлуатуються до виходу з ладу всього 150...200 год, чого явно недостатньо. Для підвищення зносостійкості втулок використовуються різні методи зміцнення їх робочої поверхні. На практиці найширше використовується загартовування струмами високої частоти (СВЧ) [2, 3].

Використовуються також біметалічні втулки, які отримані методом центробіжного лиття. Робочий шар з високохромистого чавуну ЧХ28 товщиною 15...20 мм, що формується при заливанні, загартовується СВЧ на твердість $HRC\ 62\ldots65$. Термін служби таких втулок досягає 600...800 год, що у багатьох випадках цілком прийнятно [4].

Відомо також застосування втулок з керамічною вставкою, яка забезпечує ресурс роботи до 3000 год. Але вони дуже коштовні та застосовуються дуже рідко [5].

В ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України для підвищення зносостійкості втулок бурових насосів було запропоновано використовувати метод центробіжного плазмового напавлення (ЦПН) [6, 7]. Суть цього методу полягає в оплавленні шару присадного порошку, який попередньо нанесено на поверхню деталі, що напавляється, плазмовою дугою

прямой дії, яка горить в аргоні між неплавким вольфрамовим електродом і виробом. Деталь під час напавлення обертається з певною швидкістю в патроні модернізованого токарного верстата (рис. 1).

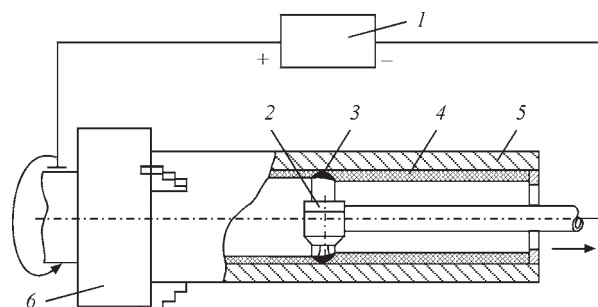


Рис. 1. Схема ЦПН: 1 – джерело живлення; 2 – плазмотрон; 3 – кільцева зварювальна ванна; 4 – присадний порошок; 5 – деталь; 6 – токарний патрон

Головна перевага ЦПН – можливість нанесення порівняно тонких (2,5...3,0 мм) шарів зносостійкого матеріалу з високою продуктивністю та гладкою поверхнею, що дозволяє звести до мінімуму механічну обробку. Проте при ЦПН можлива поява структурної неоднорідності по висоті (товщині) напавленого шару внаслідок можливої різної питомої щільності структурних складових напавленого металу. Така структурна неоднорідність може негативно впливати на службові властивості напавленого металу.

Мета роботи полягає у виборі зносостійких порошків, придатних для центробіжного плазмового напавлення втулок, дослідженні їх зварювально-технологічних властивостей, мікроструктури та зносостійкості напавлених шарів. Також було необхідно розробити конструкцію біметалічних втулок, виконати їх напавлення та наступну дослідно-промислову перевірку в різних кліматичних умовах.

Хімічний склад досліджуваних типів наплавленого металу

Номер з/п	Тип наплавленого металу (марка порошку)	Масова частка елементів, %							
		C	Si	B	Cr	Ni	Fe	Mo	Інші
1	H75X15C4P4 (ПГ-CP4)*	0,74	3,25	3,74	16,2	Основа	2,1	–	–
2	250X30C2P (ПГ-АН1)*	2,21	2,15	1,61	29,6	–	Основа	-	2,08 Mn
3	200X15D2MC2P (дослідний)	2,24	2,43	1,31	14,9	–	Основа	1,15	2,12 Cu0, 0,48 Al–Ce

*Виготовлено за ГОСТ 21448-75 [8].

Матеріали та методики проведення експериментів і досліджень. При виборі порошків для наплавлення ґрунтувались на технологічних особливостях способу ЦПН і вимогах, які ставляться до наплавленого шару втулок. Наплавлений метал, який задовольняє цим вимогам, повинен бути стійким до абразивного та гідроабразивного зношення, кавітації, мати достатні корозійну стійкість і ливарні властивості.

Для дослідження та наплавлення дослідних втулок було обрано три порошки, які забезпечують отримання зносостійких сплавів на основі нікеля та заліза (див. табл.).

Сплав № 1 – широко відомий самофлюсуючий сплав на основі нікеля. Він має високу зносостійкість, низьку температуру плавлення (1050...1100 °С) та відмінні ливарні якості.

Сплав № 2 – високохромистий чавун, який додатково легований бором для підвищення зносостійкості та покращення ливарних якостей.

Сплав № 3 – дослідний сплав на основі заліза, який розроблено спеціально для ЦПН з урахуванням технологічних особливостей цього методу наплавлення. Для подрібнення структури його додатково леговано 0,5% алюмоцерія.

Дослідження зварювально-технологічних властивостей порошків проводили при наплавленні зразків у вигляді товстостінних втулок, які імітують реальні деталі. Розміри втулок: внутрішній діаметр 100 мм, зовнішній – 160 мм і довжина 200 мм. Режимми наплавлення обирали з урахуванням резуль-

татів досліджень [6, 9]. Критерієм оцінки слугувала кількість тріщин у наплавленому шарі, наявність на його поверхні нерівностей, зашлакувань і пор, а також металургійного зв’язку між основним і наплавленим металом. З цих втулок вирізали зразки для досліджень мікроструктури, твердості та зносостійкості наплавленого металу.

Результати досліджень та їх обговорення. Дослідження наплавлених зразків показали, що всі три порошки забезпечують добре формування наплавленого металу. Поверхня наплавлених шарів є достатньо гладкою з невеликим налітом оксидної плівки, яка легко видаляється. Пори та зашлакування відсутні.

Проте в наплавленому металі всіх трьох типів було виявлено поздовжні тріщини. Найбільша їх кількість (3) була в наплавленому металі № 2. Уникнути їх не вдалося ні за рахунок збільшення погонної енергії наплавлення, ні за рахунок використання попереднього підігріву. Повністю уникнути появи тріщин вдалося тільки за рахунок зменшення товщини стінки втулки до 15 мм. У цьому випадку вони прогріваються більш рівномірно та стають менш жорсткими.

При ЦПН формування структури наплавленого металу має свої особливості. Шар наплавленого металу при ЦПН формується при повільному охолодженні та в умовах дії значних центробіжних сил (до 50 g), які можуть призвести до структурної неоднорідності за товщиною наплавленого шару внаслідок ліквідації фаз з-за різної їх щільності.

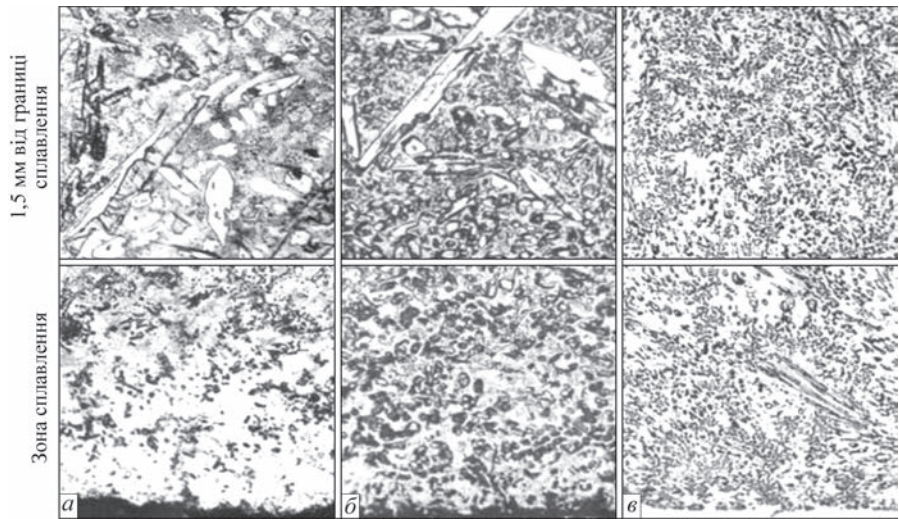


Рис. 2. Мікроструктура (×320) металу, наплавленого центробіжним плазмовим способом: а – наплавлений метал H75X15C4P4; б – наплавлений метал 250X30C2P; в – дослідний наплавлений метал 200X15D2MC2P

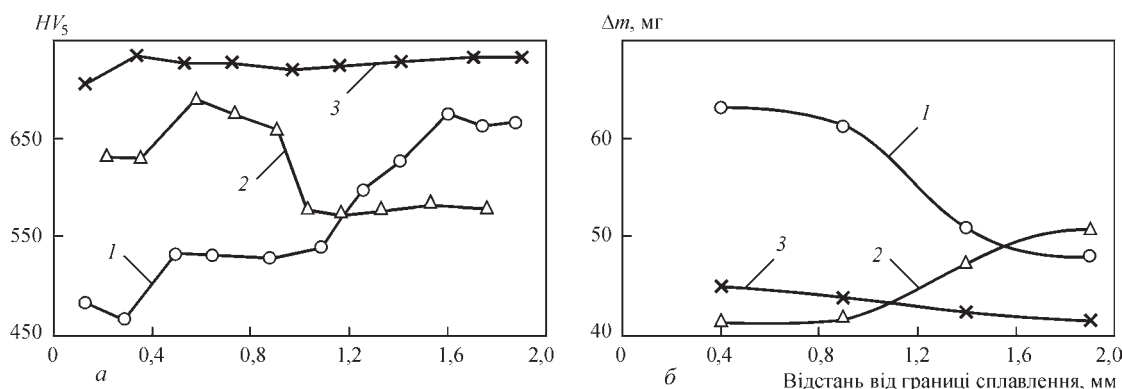


Рис. 3. Розподіл твердості (а) та зносостійкості (б) за товщиною шару, наплавленого центробіжним способом порошками ПГ-СР4 (1), ПГ-АН1 (2) і дослідним порошком (3)

Дослідження мікроструктури наплавленого металу №№ 1 і 2 показали, що в них можна виділити дві зони – евтектичну протяжністю 0,3...0,4 мм у границі сплавлення та заевтектичну з великими первинними карбідами та карбоборидами хрому в середній і верхній зонах наплавленого шару (рис. 2, а, б). Ці карбіди, як легші, витісняються вгору та розташовуються за напрямком тепловідведення. У наплавленому металі № 3 (рис. 2, в) помітної структурної неоднорідності не виявлено. Мікроструктура має евтектичний характер по всій товщині шару без великих первинних карбідів і карбоборидів хрому.

Евтектична та заевтектична зони наплавленого металу №№ 1 і 2 відрізняються і за твердістю. У наплавленому металі № 1 вона збільшується за напрямком до поверхні, а у наплавленому металі № 2, навпаки, зменшується (рис. 3, а, криві 1 і 2). На відміну від цього, твердість по товщині наплавленого шару № 3 є стабільною (рис. 3, а, крива 3). Вона дорівнює HV_5 700...720.

Враховуючи структурну неоднорідність наплавленого металу по товщині наплавленого шару, досліджували зносостійкість кожної його зони окремо. Для цього шар зішліфовували на різну глибину з кроком 0,5 мм. Умови випробувань було обрано такими, щоб лінійний знос зразка у досліджуваній зоні не перевищував вказаної величини. Випробування проводили на машині НК-М [10]. Параметри випробувань: швидкість ковзання зразків 0,6 м/с, середній питомий тиск на зразок 0,5 МПа, шлях тертя 400 м. У якості абразиву використовували кварцевий пісок. Результати випробувань наведено на рис. 3, б.

Як бачимо, зносостійкість наплавленого металу №№ 1 і 2 в різних зонах відрізняється, хоча й незначно (15...20 %). Вона знаходиться у певній кореляції з твердістю, тобто зі збільшенням твердості в заевтектичній зоні для сплаву № 1 зносостійкість збільшується, а зі зменшенням (для сплаву № 2) – вона також зменшується.

Зносостійкість дослідного наплавленого металу № 3 також, як і його твердість, по товщині

шару знаходиться на дуже високому рівні та змінюється мало, що робить цей тип наплавленого металу дуже перспективним матеріалом для ЦПН втулок.

Дослідно-промислова перевірка результатів досліджень. На підставі проведених досліджень для наплавлення дослідних деталей було обрано порошки №№ 1 і 3, які показали найкращі результати за зносостійкістю. При виготовленні втулок було реалізовано конструкцію складової втулки, що складається із товстостінного корпусу та тонкостінної наплавленої гільзи, яка вставляється в нього за горячою посадкою (рис. 4).

Матеріал корпусу та гільзи – сталь 20. Складові втулки, незважаючи на більшу трудомісткість виготовлення у порівнянні з цільними, мають низку переваг:

- наплавлення тонкостінної гільзи (10...12 мм) менш енерговитратне, простіше з точки зору попередження тріщин у наплавленому шарі та більш продуктивне;
- напруження стиснення, які виникають у наплавленому металі при запресуванні гільзи, сприятливо позначаються на його працездатності, оскільки знижують напруження розтягування, які виникають при роботі втулки під дією внутрішнього робочого тиску;
- складові втулки є ремонтнопридатними за рахунок можливості заміни зношеної біметалевої гільзи на нову, зберігаючи старий товстостінний

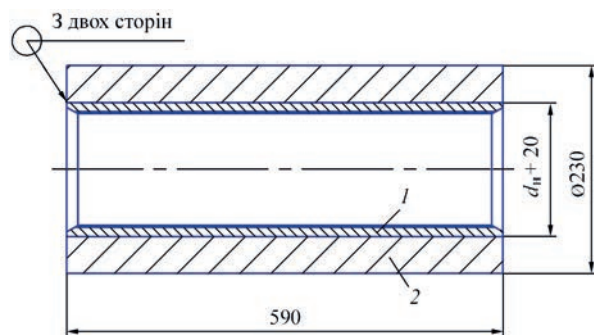


Рис. 4. Конструкція складової втулки бурового насосу У8-6МА2 з наплавленою гільзою: 1 – наплавлена тонкостінна гільза; 2 – корпус

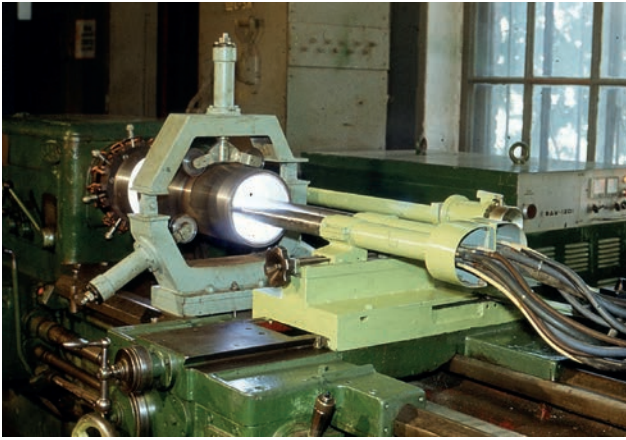


Рис. 5. Експериментальна установка УД-251 для ЦПН

корпус, що дозволяє економити велику кількість металу та знижує трудові витрати.

Наплавлення заготовок дослідних гільз проводили на установці УД-251, яку зроблено на базі токарного верстата, одночасно двома плазмотронами (рис. 5).

Товщину наплавленого шару обирали виходячи з величини допустимого зносу, припуску на механічну обробку та усадки заготовок, що виникають в результаті їх нагріву при наплавленні. Середня товщина наплавленого шару знаходилась у межах 2,5...3,0 мм, після шліфування – 1,5...2,0 мм.

На першому етапі було виготовлено 10 втулок до насосу У8-6МА2, з яких 4 втулки діаметром 180 мм було наплавлено порошком сплаву № 1, а 6 втулок діаметром 160 мм – порошком сплаву № 3. Зразок наплавленої втулки з частковим шліфуванням показано на рис. 6.



Рис. 6. Зовнішній вигляд наплавленої втулки діаметром 160 мм

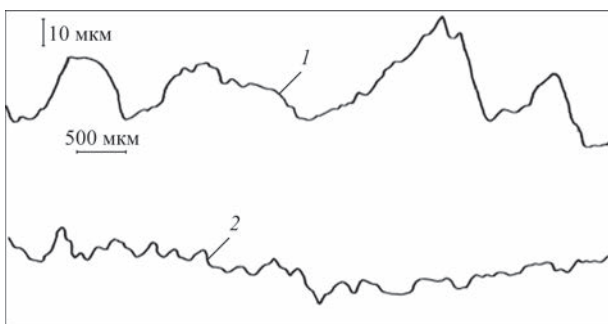


Рис. 7. Профілограми зношених поверхонь втулок бурових насосів, наплавлених порошками сплавів H75X15C4P4 (1) та 200X15D2MC2P (2)

Випробування дослідних втулок проводили в Західній Україні при турбінному бурінні. Умови проведення випробувань: глибина буріння – до 2500 м, тиск в насосі – 11...14 МПа, щільність розчину 1,11...1,18 т/см³, статичне напруження зсуву (СНС)-5/10, вміст абразиву в розчині – 3...5 %. Методика випробувань передбачала роботу на одному й тому ж насосі дослідної втулки в парі з серійною, яку виготовлено зі сталі 70 і зміцнено загартуванням СВЧ. У тих випадках, коли серійні втулки виходили з ладу раніше за дослідні, їх замінювали на нові. При випробуваннях використовувались поршні з гумовими манжетами Бакинського заводу «Нефтемашремонт» ТУ 26-02-1059-87.

Порівняльні випробування наплавлених і серійних втулок показали, що наплавлений метал на нікелевій основі № 1 (H75X15C4P4), незважаючи на досить високу твердість HRC 59, має низьку стійкість, особливо при підвищеному тиску промивного розчину. За 100 год роботи при турбінному бурінні знос втулок досягав 0,6 мм на сторону. На поверхні наплавленого шару було виявлено глибокі подовжні подряпини (рис. 7, а), а також осередки кавітаційного руйнування.

До того ж, при роботі в парі з цим сплавом швидко виходили з ладу гумові манжети поршнів (рис. 8).

Поршні доводилось замінювати через кожні 20 год роботи, в той час як у парі з серійними втулками вони працюють 70...80 год. Причиною такого явища може бути низька теплопровідність нікелевого сплаву, через що тепло погано відводиться із зони тертя гумової манжети та наплавленого робочого шару втулки. У цих умовах гума встигає нагрітись до температури деструкції та зруйнуватися.

Втулки, які наплавлено порошком дослідного сплаву на основі заліза (200X15D2MC2P) показали достатньо високу стійкість. Середнє напруцювання дорівнює 1150...1200 год, що в 5-6 разів



Рис. 8. Зовнішній вигляд поршня з гумовими манжетами після досліджень втулки, яку наплавлено порошком сплаву H75X15C4P4

вище за стійкість серійних деталей у цих умовах. Частина деталей після 1200 год експлуатації не відпрацювала свій ресурс і була знята з випробувань у зв'язку із закінченням бурових робіт.

Дослідження робочих поверхонь втулок після випробувань показало, що на них також присутні подовжні подряпини, однак висота мікронерівностей значно менша, ніж у двох попередніх випадках (рис.7, б). Характерних для серійних втулок «промивів» на жодній з наплавлених втулок не спостерігалось. Слід зазначити також, що термін служби поршнів у парі з втулками, які наплавлено порошком дослідного сплаву № 3, у 1,5...2,0 рази вищий у порівнянні з серійними втулками, що пояснюється, мабуть, більш сприятливим мікрорельєфом робочої поверхні та вищою теплопровідністю робочого шару.

Було виготовлено та випробувано ще декілька партій втулок, наплавлених порошком дослідного сплаву, які також підтвердили їх високу працездатність.

Висновки

1. Центробіжне плазмове наплавлення є ефективним способом підвищення зносостійкості втулок насосів. Оптимальна товщина наплавленого шару, виходячи з умов експлуатації та припусків на механічну обробку, складає 2,5...3,0 мм.

2. Запропоновано дослідний порошок 200X15Д2МС2Р, що повністю задовольняє потребам центробіжного плазмового наплавлення та забезпечує високу зносостійкість металу, який наплавлено цим порошком. Втулки бурових насосів, наплавлені цим порошком, показали при проведенні робіт у Західній Україні в 5...6 разів вищу стійкість, ніж серійні, які виготовлено зі сталі 70 і зміцнено загартуванням СВЧ. При цьому також відмічено підвищення стійкості в 1,5...2,0 рази поршнів із гумовими манжетами.

3. Розроблена конструкція складової втулки зі змінною гільзою є цілком технологічною та забезпечує високу працездатність бурового насоса. Завдяки можливостям ремонту вона дозволяє економити значну кількість дефіцитного металу.

Список літератури

1. Николіч А.С. (1973) *Поршневые буровые насосы*. Москва, Недра.
2. Мкртычан Я.С. (1984) *Повышение эффективности эксплуатации буровых насосных установок*. Москва, Недра.
3. Самойлович Ю.А. (2017) Повышение эксплуатационного ресурса втулки бурового насоса термоциклической обработкой материала втулок. *Сталь*, 4, 44–49.
4. Сайт ООО «БурСнаб» <http://www.burnsnab.com>, Москва.
5. Сайт ООО «РосПромБур» <http://www.rosprombur.ru>, Москва.
6. Гладкий П.В., Сом А.И., Переплетчиков Е.Ф. (1984) *Центробежная наплавка. Новые процессы наплавки, свойства наплавленного металла и переходной зоны*. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона, 31–34.
7. Ющенко К.А., Гладкий П.В., Сом А.И. и др. (1991) *Способ центробежной наплавки*. А.с. СССР № 1636151. Опубл. 23.03.1991.
8. (1979) *Наплавочные материалы стран-членов СЭВ. Каталог*. МЦНТИ.
9. Сом А.И., Зельниченко А.Т. (2010) Численный расчет тепловых процессов при центробежной плазменной порошковой наплавке. *Автоматическая сварка*, 6, 16–21.
10. Юзвенко Ю.А., Гавриш В.А., Марьенко В.О. (1979) *Лабораторные установки для оценки износостойкости наплавленного металла. Теоретические и технологические основы наплавки. Свойства и испытания наплавленного металла*. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона, 23–27.

References

1. Nikolich, A.S. (1973) *Drill piston pumps*. Moscow, Nedra [in Russian].
2. Mkrtychyan, Ya.S. (1984) *Improvement of efficiency of drill pump units*. Moscow, Nedra [in Russian].
3. Samoilovich, Yu.A. (2017) Increase of operating life of drill pump barrel by thermocyclic treatment of barrel material. *Stal*, 4, 44–49 [in Russian].
4. Site LLC Burnsnab. <http://www.burnsnab.com>, Moscow [in Russian].
5. Site LLC RosPrombur. <http://www.rosprombur.ru>, Moscow [in Russian].
6. Gladky, P.V., Som, A.I., Pereplyotchikov, E.F. (1984) Centrifugal surfacing. In: *New processes of surfacing, properties of deposited metal and transition zone*. Kyiv, PWI, 31–34 [in Russian].
7. Yushchenko, K.A., Gladky, P.V., Som, A.I. et al. (1991) *Method of centrifugal surfacing*. USSR author's cert. 1636151. Publ. 23.03.1991 [in Russian].
8. (1979) *Surfacing materials of countries-members of CMEA*. Catalog. MTsNTI [in Russian].
9. Som, A.I., Zelnichenko, A.T. (2010) Numerical calculation of thermal processes in centrifugal plasma powder cladding. *The Paton Welding J.*, 6, 13–18.
10. Yuzvenko, Yu.A., Gavrish, V.A., Marienko, V.O. (1979) Laboratory units for evaluation of wear resistance of deposited metal. In: *Theoretical and technological principles of surfacing. Properties and tests of deposited metal*. Kyiv, PWI, 23–27 [in Russian].

CENTRIFUGAL PLASMA SURFACING OF DRILL PUMP BUSHINGS

O.I. Som

Plasma-Master Co. Ltd. 3 Akademik Krzhizhanovskii str., 03142, Kyiv. E-mail: info@plasma-master.com

Features of centrifugal plasma surfacing using powders of three different alloying systems based on iron and nickel were studied. It is found that at centrifugal plasma surfacing the iron-based test powder has the best welding-technological properties. It allows producing deposited metal of 200Kh15D2MS2R type. The layer deposited with this powder, has a microstructure of uniform height and ensures increase of the sleeve wear resistance 5 – 6 times, compared to batch-produced ones, which are made from steel 70 and quenched by SHF. A design of the bushing component is proposed with replaceable surfaced sleeve, which is more adaptable to fabrication and allows repairing it by simple replacement of the worn sleeve. 10 Ref., 1 Table, 8 Fig.

Keywords: centrifugal plasma surfacing, surfacing alloys, deposited metal, metal structure, wear resistance, carbides, hardness, layer thickness

Надійшла до редакції 19.04.2022

ЗВАРЮВАННЯ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ СЕРІЇ 7xxx (Al–Zn–Mg–Cu) НЕНАСКРІЗНИМИ ШВАМИ ВИПРОМІНЮВАННЯМ ВОЛОКОННОГО ЛАЗЕРА

В.М. Коржик^{1,2}, В.Ю. Хаскін^{1,2}, А.А. Гринюк², С.І. Пелешенко³, Yao Yuhui⁴, С.Г. Григоренко²,
В.О. Щерецький², О.С. Кушнарєва²

¹China-Ukraine Institute of Welding, Guangdong Academy of Sciences, Guangdong Provincial Key Laboratory of Advanced Welding Technology, Guangzhou, 510650, China. E-mail: patonjournal@gwi.gd.cn

²ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

³НТУУ «Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, просп. Перемоги, 37,
E-mail: imz.paton.kpi@gmail.com

⁴Shenzhen Hanzhizi Technology Co., Ltd. 6th Floor, Building B, Bantian International Center, 5 Huancheng South Road, Longgang District, Shenzhen, Guangdong, China, E-mail: 514929948@qq.com

В статті розглянуто особливості лазерного зварювання з неповним (ненаскрізним) проплавленням високоміцних алюмінієвих сплавів серії 7xxx. Встановлено, що при з'єднанні листів товщиною 1,5 мм зварюванням випромінюванням волоконного лазера на глибину 0,5...0,7 мм виникає ризик утворення пор, зокрема, в кореневій зоні, стрічкових виділень оксидної плівки в нижній частині шва, а також гарячих тріщин. Усунення останніх є можливим за рахунок зменшення погонної енергії зварювання нижче 25...30 Дж/мм. Метал швів характеризується рівновісною дрібнодисперсною структурою з розміром зерен 10...15 мкм для сплаву 7005 і 15...25 мкм для сплаву 7075. В зоні сплавлення зерна мають подовжену форму з коефіцієнтом 2,5...3,0 для сплаву 7005 і 2...5 для сплаву 7075. В ЗТВ довжина зерен зменшується, коефіцієнт форми стає 3...5 і 3,0...3,5 для сплавів 7005 і 7075, відповідно. При виконанні лазерного зварювання із малими (~5 Дж/мм) значеннями погонної енергії мікротвердість швів і ЗТВ є досить рівномірною і близькою до мікротвердості основного металу. Для сплаву 7075 в районі зони сплавлення спостерігалось зменшення мікротвердості до 20 %, що обумовлено утворенням зерен подовженої форми з коефіцієнтом 2...5. Усунення встановлених недоліків може бути досягнуто за рахунок зменшення пульсацій парогозового каналу із одночасним підвищенням стабільності його існування і введення катодного руйнування оксидної плівки. Бібліогр. 11, табл. 4, рис. 8.

Ключові слова: алюмінієві сплави серії 7xxx, лазерне зварювання, формування швів, зернистість, дефекти, шляхи усунення

Сплави серії 7xxx (система Al–Zn–Mg–Cu) мають найбільшу міцність серед алюмінієвих сплавів. Після термічної обробки цей показник сягає понад 500 МПа [1]. Завдяки сполученню високої міцності із низькою густиною вони є досить привабливими для застосування при виготовленні сучасної транспортної техніки [2]. Однак зварюваність таких сплавів є поганою через значну схильність до утворення гарячих тріщин, високого коефіцієнта теплового розширення і низької температури випаровування деяких легуючих елементів, зокрема Zn і Mg [3]. Зазначені недоліки сприяють утворенню дефектів зварювання, таких як тріщини і пори. Особливо у разі лазерного зварювання з неповним (або частковим) проплавленням [4].

Шви із неповним проплавленням застосовують для герметизації фланців або певних конструкцій із порожнинами, в яких розташовано електронне оснащення. Операція зварювання при цьому виконується як елемент фінішного монтажу і у разі повного проплавлення виникає небезпека пошкод-

ження внутрішнього оснащення. Для мінімізації або повного усунення залишкових деформацій при цьому використовують лазерне зварювання. Такі конструкції наявні, зокрема, в ракетній техніці. Зварні з'єднання в них повинні забезпечити герметичність і певну міцність, але через порівняно нетривке існування питання стійкості до циклічних навантажень не розглядається. Тому розгляд особливостей формування зварних з'єднань алюмінієвих сплавів серії 7xxx, зокрема з неповним проплавленням є актуальним.

В сучасній промисловості лазерне зварювання застосовується все більш широко. Його використовують не лише в авіакосмічній промисловості, а й у вагонобудуванні, в автомобільній галузі та багатьох інших напрямках діяльності [5]. Але до поки даний процес вивчають і застосовують переважно для отримання нероз'ємних конструкцій з алюмінієвих сплавів серій 2xxx, 5xxx і 6xxx [6]. Питання особливостей застосування лазерного зварювання для виготовлення нероз'ємних кон-

Коржик В.М. – <http://orcid.org/0000-0001-9106-8593>, Хаскін В.Ю. – <http://orcid.org/0000-0003-3072-6761>,
Гринюк А.А. – <https://orcid.org/0000-0002-6088-7980>, Пелешенко С.І. – <http://orcid.org/0000-0001-6828-2110>,
Yao Yuhui – <https://orcid.org/0000-0001-7196-1317>, Григоренко С.Г. – <https://orcid.org/0000-0003-0625-7010>,
Щерецький В.О. – <https://orcid.org/0000-0002-8561-4444>, Кушнарєва О.С. – <http://orcid.org/0000-0002-2125-1795>

© В.М. Коржик, В.Ю. Хаскін, А.А. Гринюк, С.І. Пелешенко, С.Г. Григоренко, В.О. Щерецький, О.С. Кушнарєва, 2022

струкцій зі сплавів серії 7xxx частково вже розглядалося в роботах [6, 7]. Так, в роботі [6] розглядалися базові фізичні процеси взаємодії лазерного випромінювання з алюмінієвими сплавами, а в роботі [7] виконувалося порівняння лазерного зварювання сплаву 7075 із мікроплазмовим і лазерно-мікроплазмовим. Визначено, що при лазерному зварюванні виникає ризик утворення внутрішніх пор і гарячих тріщин, зокрема пов'язаних із внутрішніми включеннями та дефектами швів.

В роботі [8] вже розглянуто вплив погонної енергії лазерного зварювання сплаву 7075 на зміну концентрації елементів у зварному шві та, як наслідок, на схильність до утворення гарячих тріщин. Доцільно продовжити дослідження в даному напрямі, зокрема для випадку зварювання швів із ненаскрізним проплавленням стику. Наявні дослідження не розкривають повною мірою низку важливих питань, які стосуються формування тих чи інших структур при застосуванні певних параметрів режимів лазерного зварювання, утворення характерних дефектів (в першу чергу пор і тріщин) та визначення шляхів їх усунення.

Метою роботи є дослідження формування характерних структур з'єднань і небезпеки виникнення дефектів типу пор і тріщин при лазерному зварюванні алюмінієвих сплавів серії 7xxx, виконаних із частковим (ненаскрізним) проплавленням.

Для досягнення цієї мети вирішувалися наступні завдання:

– виконання лазерного зварювання зразків сплавів серії 7xxx, визначення параметрів режиму за критеріями якісного формування верхнього валика при фіксованій глибині проплавлення;

– виготовлення шліфів, дослідження структурних особливостей виконаних зварних з'єднань;

– визначення характерних дефектів і можливих причин їх утворення;

– перевірка можливості усунення визначених дефектів за рахунок використання гібридного лазерно-мікроплазмового процесу зварювання.

Для проведення експериментів з визначення параметрів режимів лазерного зварювання виготовляли зразки з високоміцних сплавів 7005 і 7075. Розмір зразків становив $50 \times 50 \times \delta$, де $\delta = 1,5$ і $3,0$ мм. В ході експериментів виконували зварювання кутових з'єднань, орієнтуючись на глибину проплавлення порядку $0,5 \dots 0,7$ мм. У табл. 1 наведені як літературні дані з хімічного складу цих сплавів, так і власні. Останні є вимірювання за окремими елементами, виконані методом аналітично-растрової мікроскопії. Цим методом визначали як інтегральний вміст окремих елементів сплаву, так і їх вміст в обсязі окремих зерен. Розмір останніх становив: для сплаву 7005 $Dg = h \times l = (4 \dots 7) \times (20 \dots 35)$ мкм, для сплаву 7075 $Dg = h \times l = (5 \dots 15) \times (30 \dots 70)$ мкм, де h – висота, а l – довжина зерна (рис. 1). Коefіцієнт форми зерен становив: для сплаву 7005 $l/h = 5$, для сплаву 7075 $l/h = 4,5 \dots 6,0$. Мікротвердість HV при навантаженні 100 г становила: для сплаву 7005 $624 \dots 636$ МПа, для сплаву – 7075 $1050 \dots 1240$ МПа.

Для проведення експериментів зі зварювання зразків використовували волоконний лазер потужністю до 2000 Вт (моделі MFSC-2000W, фірма Max Photonics, КНР), а також комплект обладнання для плазмового зварювання, що складався з джерела CEBORA TIG AC-DC EVO 450T Robot і плазмового модулю PW30 (фірма Cebora, Італія). Для лазерного і лазерно-мікроплазмового зва-

Таблиця 1. Вміст елементів (мас. %) у високоміцних алюмінієвих сплавах 7005 і 7075

Сплав	Тип визначення	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg
7005	Марочник сплавів	Основа	до 0,35	до 0,40	до 0,10	0,2...0,7	1,0...1,8
	Загальний аналіз	93,12...93,37	0,43...0,72	–	0,18...0,19	0,25...0,33	0,56...0,75
	Аналіз в обсязі зерен	88,93...92,78	0,51...0,69	–	0,16	0,62...0,64	0,76...0,80
	Включення в обсязі зерен	–	0,86...1,60	10,81...28,74	0,2...0,3	2,41...3,09	0,24...0,54
7075	Марочник сплавів	Основа	до 0,40	до 0,50	1,2...2,0	до 0,30	2,1... 2,9
	Загальний аналіз	89,84...90,66	0,45...0,62	–	1,53...1,86	0,13...0,27	0,91...1,10
	Аналіз в обсязі зерен	89,97...90,41	0,55...0,56	–	1,46...1,63	0,12...0,23	1,04...1,12
	Включення в обсязі зерен	–	0,32...39,51	6,75...29,86	0,94...7,18	0,08...2,83	0,17...30,64

Сплав	Тип визначення	Cr	Zn	Ti	Інше
7005	Марочник сплавів	0,06...0,20	4...5	0,01...0,06	Zr 0,08...0,20 Інше до 0,15
	Загальний аналіз	–	5,01...5,37	–	–
	Аналіз в обсязі зерен	–	5,1...8,89	–	–
	Включення в обсязі зерен	–	2,02...3,57	–	–
7075	Марочник сплавів	0,18...0,28	5,1...6,1	до 0,20	до 0,15
	Загальний аналіз	–	6,02...6,45	–	–
	Аналіз в обсязі зерен	–	6,41...6,74	–	–
	Включення в обсязі зерен	5,32...6,23	1,03...6,91	–	–

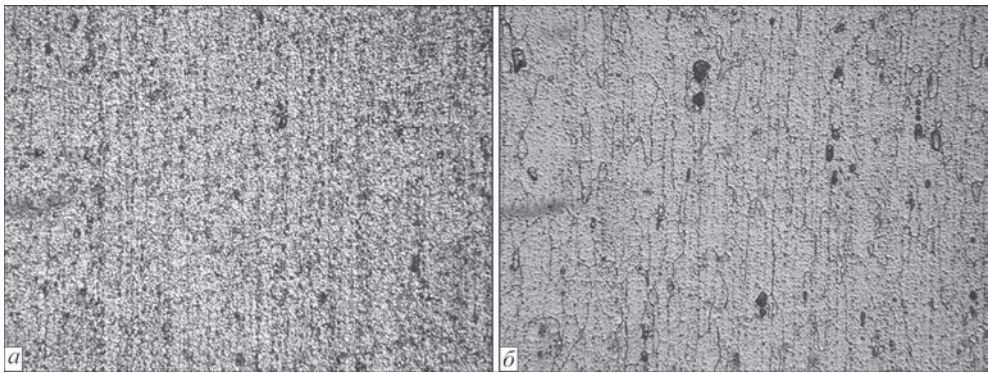


Рис. 1. Мікроструктура основного металу (×500): а – сплав 7005; б – 7075

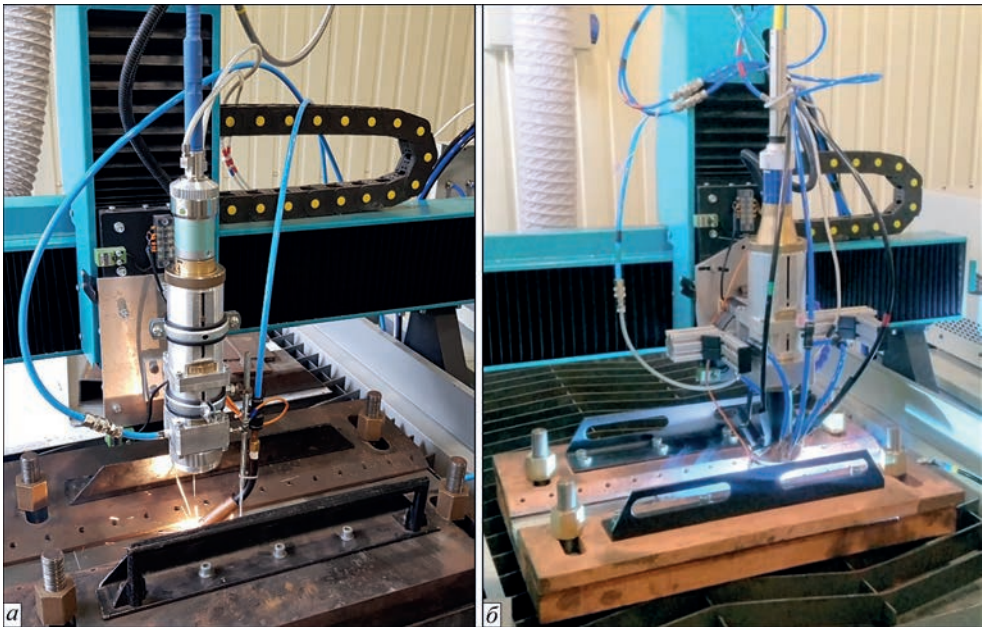


Рис. 2. Зовнішній вигляд лабораторного стенда зі зварювання: а – лазерного; б – лазерно-мікроплазматичного

Таблиця 2. Основні параметри режимів зварювання зразків із сплавів 7005 і 7075

Зварювання	Потужність лазерного випромінювання, Вт	Потужність мікроплазми, Вт		Швидкість зварювання V , мм/с	Витрати газу (Ar), л/хв	
		Пряма полярність	Зворотна полярність		Плазмоутворюючий	Захисний
Лазерне	400	—	—	66,7	—	8
Мікроплазмове	—	900	500	5	0,3	18
Лазерно-мікроплазмове	200	1300	600	66,7	10	30

рювання використовували лабораторний стенд із змінними пальниками власної розробки (рис. 2). Вибір параметрів режимів зварювання здійснювали за такими критеріями якісного формування, як відсутність на поверхні шва каверн і пор, тріщин, підрізів, що можливо візуально зафіксувати. Основні параметри режимів наведено у табл.2.

Для проведення металографічного аналізу з отриманих з'єднань вирізали поперечні темплети і виготовляли мікрошліфи. При цьому для виявлення мікроструктури застосовували іонно-вакуумне травлення. Результати виконаних з'єднань досліджували методами оптичної (мікроскопи Versamet-2 та Neophot-31) та аналітичної растрової електронної (мікроскоп СЕМ-515 фірми PHILIPS, Голландія) мікроскопії. Дослідження проводили послідовно

на наступних ділянках зразків: переплавлений метал шва → лінія сплаву → ЗТВ → основний метал. За допомогою оптичної мікроскопії виконували дослідження зміни структур на цих ділянках при збільшеннях до 500 крат. Мікротвердість вимірювали за допомогою мікротвердоміра LM-400 (серії LECO). За допомогою аналітичної растрової електронної мікроскопії визначали хімічний склад ділянок швів (загальний та локальний точковий аналіз).

Лазерне зварювання ненаскрізними швами може застосовуватися для одержання герметичних з'єднань, наприклад, для приварювання фланців. Тому технологічні дослідження виконували шляхом зварювання імітаторів у вигляді кутових з'єднань. Попередні дослідження з підбору параметрів режиму зварювання показали, що для задоволення

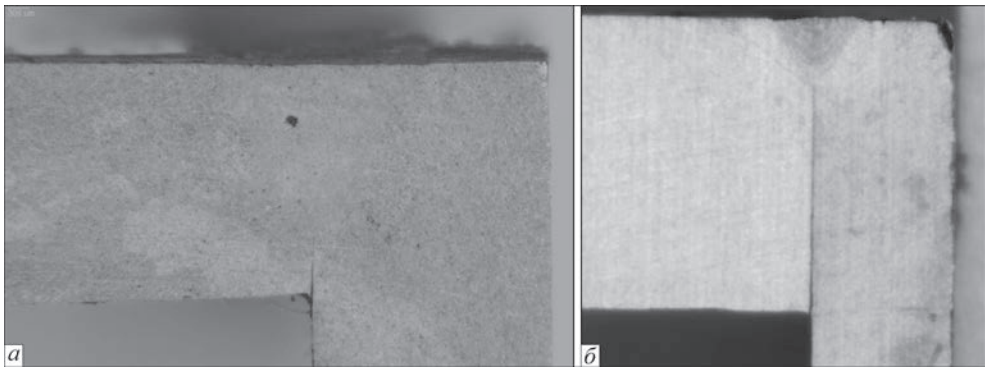


Рис. 3. Поперечні шліфи кутових з’єднань сплаву 7075, виконаних лазерним зварюванням: а – з потужністю 800 Вт і швидкістю 41,7 мм/с; б – з потужністю 400 Вт і швидкістю 66,7 мм/с

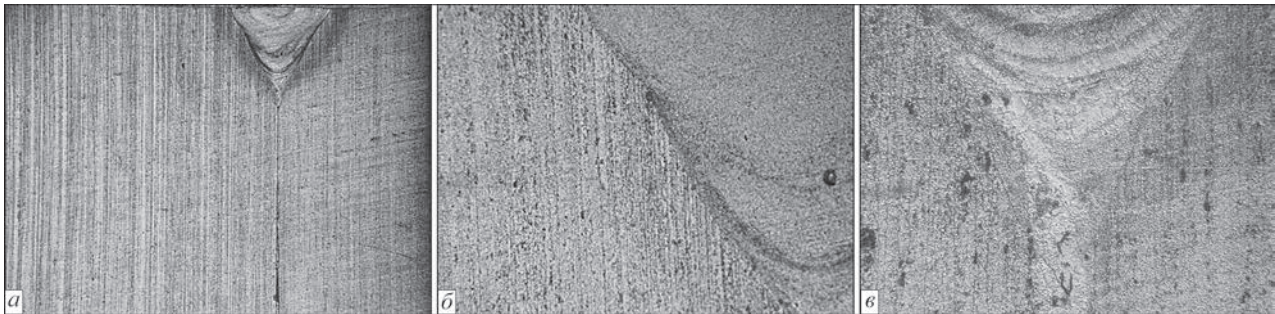


Рис. 4. Мікроструктури з’єднань сплаву 7005, отриманих лазерним зварюванням: а – загальний вигляд проплавлення, $\times 50$; б – зона сплавлення, $\times 250$; в – стрічкові виділення оксидного типу в кореневій зоні, $\times 500$

умови формування швів без каверн (пор), тріщин і підрізів на поверхні може бути застосовано більшу потужність при меншій швидкості (рис. 3, а). Проте, це викликає невідповідність критерію глибини провару. Для відповідності даному критерію у сполученні з зазначеними умовами формування з’єднання було скореговано режим (рис. 3, б).

При лазерному зварюванні зразків зі сплаву 7005 було отримано шви шириною і глибиною біля 0,6 мм (рис. 4, а). В шві виявлено одиничні пори

розміром 10...15 мкм (рис. 4, б). Загальна сумарна об’ємна частка дефектів (V_D) в металі шва становить порядку 2 %. В центрі металу шва структура складається із зерен рівновісної форми розміром $Dg = 10...15$ мкм. Ближче до лінії сплавлення в металі шва спостерігаються зерна подовженої форми із розміром $Dg = (5...10) \times (15...25)$ мкм (коефіцієнт форми 2,5...3,0). В кореневій частині металу шва виявлено стрічкові виділення оксидного типу розміром $l_{Al_2O_3} = 15...20$ мкм (рис. 4, в).

Таблиця 3. Результати визначення вмісту основних елементів способом аналітичної растрової електронної мікроскопії в одержаному лазерним зварюванням з’єднанні сплаву 7005

Зона дослідження	Тип аналізу	Вміст елементу, мас. %					
		Al	Mg	Si	Mn	Cu	Zn
Метал шва	Загальний аналіз	92,4...96,22	0,5...0,64	0,13...0,52	0,51...0,88	0,01...0,13	2,4...4,38
Метал шва	Аналіз в об’ємі зерен	91,98...95,91	0,02...0,47	0,4...0,7	0,55...0,87	0,17...0,23	3,02...6,53
ЗТВ	Загальний аналіз	94,0...94,72	0,55...0,74	0,53...0,61	0,41...0,54	0,43	3,55...4,81
ЗТВ	Аналіз в об’ємі зерен	93,01...93,17	0,69...0,7	0,45...0,48	0,58...0,63	0,07...0,23	4,85...5,13
Основний метал	Загальний аналіз	94,66...95,02	0,63...0,66	0,43...0,72	0,27...0,35	0,18...0,29	4,05...4,36
Основний метал	Аналіз в об’ємі зерен	90,41...94,79	0,56...0,92	0,51...0,69	0,49...0,95	0,16	3,38...4,17

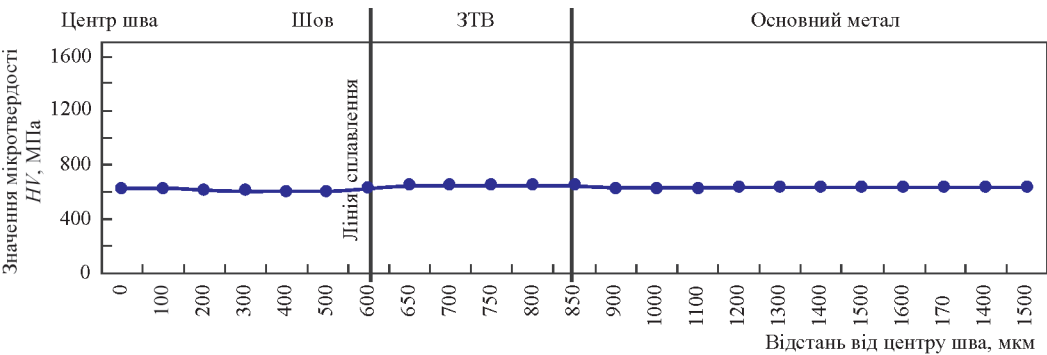


Рис. 5. Розподіл мікротвердості HV (навантаження 100 г) від осі шва в бік основного металу у з’єднанні сплаву 7005

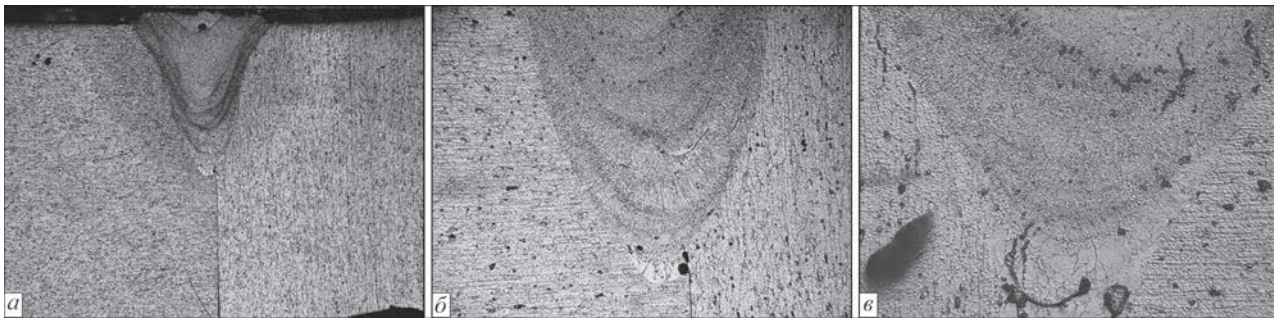


Рис. 6. Мікроструктура з'єднань сплаву 7075, отриманих лазерним зварюванням: а – загальний вигляд проплавлення, ×20; б – пори в кореневій зоні, ×250; в – стрічкові виділення оксидного типу в кореневій зоні, ×500

Зона термічного впливу (ЗТВ) має розмір порядку 225 мкм. Розмір зерен в ЗТВ становить $Dg = (5...10) \times (15...50)$ мкм (коефіцієнт форми 3...5). Нижче шва в матеріалі зварених пластин зернистість становить $Dg = (4...5) \times (10...12)$ мкм з одного боку і $Dg = (5...6) \times (15...20)$ мкм з іншого (коефіцієнт форми 2,5...3).

Мікротвердість HV в центрі шва становить 613...624 МПа, в зоні сплавлення ~602 МПа, в ЗТВ підвищується до 631...648 МПа (рис. 5).

Результати розподілу хімічних елементів в зонах з'єднання наведено в табл. 3. Встановлено, що в металі шва і ЗТВ відбувся певний перерозподіл елементів в обсязі зерен і загальному обсязі цих зон. Вигорання легуючих елементів не зафіксовано.

При лазерному зварюванні зразків зі сплаву 7075 було отримано шви шириною порядку 0,64 мм і глибиною близько 0,74 мм (рис. 6, а). В шві виявлено поодинокі пори розміром $d_p = 10...30$ мкм (рис. 6, б). Загальна сумарна об'ємна частка дефектів (V_d) в металі шва становить близько 3 %. Структура в центрі металу шва характеризується зернами рівновісної форми з

розміром $Dg = 15...25$ мкм. Ближче до лінії сплавлення в металі шва спостерігаються зерна подовженої форми розміром $Dg = (5...10) \times (20...50)$ мкм (коефіцієнт форми 2...5). В кореневій частині металу шва виявлено стрічкові виділення оксидного типу розміром $l_{Al_2O_3} = 5...15$ мкм, розташування яких повторює форму кореневої частини (рис. 6, в). Ширина ЗТВ в даному з'єднанні становить 200...240 мкм (рис. 6, а). Розмір зерен в ЗТВ становить $Dg = (10...15) \times (30...50)$ мкм (коефіцієнт форми 3...3,5). Нижче шва в матеріалі зварених пластин зернистість становить $Dg = (10...25) \times (45...50)$ мкм з одного боку і $Dg = (5...25) \times (20...75)$ мкм з іншого.

Мікротвердість HV металу шва складає 958...980 МПа, в зоні сплавлення 829...936 МПа, в ЗТВ підвищується в середньому на 20 % відносно металу шва і складає 1030...1070 МПа (рис. 7).

Результати розподілу хімічних елементів в зонах з'єднання наведено в табл. 4. Встановлено, що в металі шва і ЗТВ відбувся певний перерозподіл елементів в обсязі зерен і загальному обсязі цих зон. Вигорання легуючих елементів не зафіксовано.

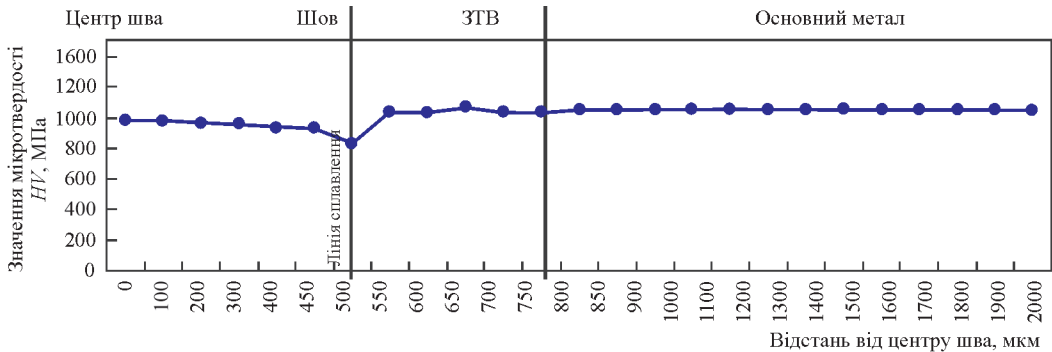


Рис. 7. Розподіл мікротвердості HV (навантаження 100 г) від осі шва в бік основного металу у з'єднанні сплаву 7075

Таблиця 4. Результати визначення вмісту основних елементів способом аналітичної растрової електронної мікроскопії в одержаному лазерним зварюванням з'єднанні сплаву 7075

Зона дослідження	Тип аналізу	Вміст елементу, мас. %					
		Al	Mg	Si	Mn	Cu	Zn
Метал шва	Загальний аналіз	89,79...90,17	1,04...1,11	0,47...0,49	0,08...0,14	1,83...2,02	6,05...6,61
Метал шва	Аналіз в об'ємі зерен	89,33...90,27	0,97...1,01	0,42...0,65	0,12...0,17	1,74...2,04	6,17...7,11
ЗТВ	Загальний аналіз	88,79...89,91	1,05...1,16	0,27	0,12	1,2...2,29	6,78...7,38
ЗТВ	Аналіз в об'ємі зерен	89,53...89,54	1,13...1,24	0,5...0,71	0,05...0,16	1,72...1,84	6,73...6,84
Основний метал	Загальний аналіз	89,84...90,66	0,91...1,1	0,45...0,62	0,13...0,27	1,53...1,86	6,02...6,45
Основний метал	Аналіз в об'ємі зерен	89,84...90,41	1,04...1,12	0,55...0,56	0,12...0,17	1,46...1,63	6,41...6,74

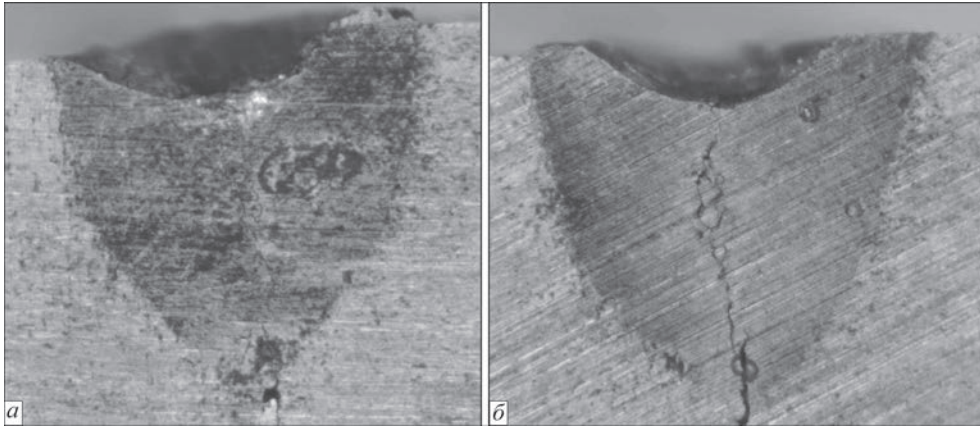


Рис. 8. Поперечні шліфи з'єднань сплаву 7075, виконаних лазерним зварюванням: а – $E \approx 25$ Дж/мм; б – 35

У разі зварювання сплаву 7005 в кореневій частині шва спостерігається затікання рідкого металу у щілину зварюваного стику (рис. 4, а). Це пояснюється високою рідкотекучістю даного сплаву, а також відомим ефектом формування пічкової структури в кореневій зоні (див., наприклад, роботу [9]). Наявність дрібних пор в кореневій частині шва (рис. 6, б) у разі зварювання сплаву 7075 пояснюється потраплянням повітря зі стику. Стрічкові виділення оксидної плівки, що спостерігаються при зварюванні обох сплавів, можуть пояснюватися потраплянням до зварювальної ванни фрагментів цієї плівки, які лишилися або утворилися на зварюваних краях.

Відсутність гарячих тріщин у проаналізованих вище зразках пояснюється підібраним високошвидкісним режимом зварювання, при якому погонна енергія становила порядку $E = 5$ Дж/мм (рис. 3, б). У разі підвищення погонної енергії до значень $E = 5 \dots 30$ Дж/мм схильність до утворення тріщин збільшується. В цьому діапазоні значень можливими є варіанти одержання швів без тріщин, наприклад, при $E \approx 20$ Дж/мм (рис. 3, а), або із зародженням тріщин у корені шва при $E \approx 25$ Дж/мм (рис. 8, а). При збільшенні погонної енергії понад ~ 30 Дж/мм у разі зварювання сплаву 7075 виникає загроза утворення гарячих тріщин (рис. 8, б). Такі тріщини зароджуються в кореневій зоні шва, у тому числі на кореневих дефектах типу пор, та можуть мати протяжність на всю його висоту.

Для усунення дефектів в кореневій частині швів доцільно зменшити і стабілізувати пульсації пароговального каналу, які призводять до утворення пічкової структури. Для усунення небезпеки утворення стрічкових виділень оксидної плівки доцільно руйнувати її в зварювальній ванні, наприклад, за рахунок застосування електричної дуги зворотної полярності. З роботи [10] відомо, що гібридні лазерно-дугові процеси сприяють стабілізації пічкової структури кореню швів, а з роботи [11] відомий ефект катодного очищення при застосуванні лазерно-плазмового зварювання. За допомогою лабораторного стенду,

наведеного на рис. 2, б, було проведено попередні дослідження з лазерно-мікроплазмового зварювання сплавів 7005 і 7075. Наявність стрічкових виділень оксидного типу (включень оксидної плівки) в переплавленому металі при цьому не була виявлена. Схильність до утворення пор в кореневій частині шва знизилася. Таким чином, одним з достатньо ефективних шляхів усунення виявлених характерних дефектів можна вважати заміну лазерного зварювання гібридним лазерно-мікроплазмовим.

Висновки

1. Встановлено, що при формуванні зварних з'єднань алюмінієвих сплавів серії 7xxx з листів товщиною 1,5 мм зварюванням випромінюванням волоконного лазера із частковим (ненаскрізним) проплавленням на глибину 0,5...0,7 мм виникає ризик утворення пор, зокрема в кореневій зоні, стрічкових виділень оксидної плівки в нижній частині шва, а також гарячих тріщин. Усунення останніх є можливим за рахунок зменшення погонної енергії зварювання нижче 25...30 Дж/мм.

2. Метал швів характеризується рівноважною дрібнодисперсною структурою з розміром зерен 10...15 мкм для сплаву 7005 і 15...25 мкм для сплаву 7075. В зоні сплавлення зерна мають подовжену форму з коефіцієнтом 2,5...3,0 для сплаву 7005 і 2...5 для сплаву 7075. В ЗТВ довжина зерен зменшується, коефіцієнт форми стає 3...5 і 3,0...3,5 для сплавів 7005 і 7075, відповідно.

3. При виконанні лазерного зварювання із малими (~ 5 Дж/мм) значеннями погонної енергії мікротвердість швів і ЗТВ є досить рівномірною і близькою до мікротвердості основного металу. Для сплаву 7075 в районі зони сплавлення спостерігалось зменшення мікротвердості до 20 %, що обумовлено утворенням зерен подовженої форми з коефіцієнтом 2...5.

4. Усунення встановлених недоліків може бути досягнуто за рахунок зменшення пульсацій пароговального каналу із одночасним підвищенням ста-

більності його існування і введення катодного руйнування оксидної плівки.

Робота виконувалась при підтримці проектів:

1. *The National Key Research and Development Program of China – in the framework of the strategy «One Belt – One Road» (grant number 2020YFE0205300);*

2. *Strategic project of the Academy of Sciences of Guangdong Province, (GDAS'Project of Science and Technology Development, 2020GDASYL-20200301001), China;*

3. *Project of the Guangzhou Economic and Technological Development Zone 2019GH19, China.*

Список літератури/References

1. Varshney, D., Kumar, K. (2021) Application and use of different aluminium alloys with respect to workability, strength and welding parameter optimization. *Ain Shams Engineering Journal*, 12, 1, 1143–1152. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.asej.2020.05.013>
2. Kang, M., Kim, C. (2017) A Review of Joining Processes for High Strength 7xxx Series Aluminum Alloys. *Journal of Welding and Joining*, 35, 6, 79–88. DOI: <https://doi.org/10.5781/JWJ.2017.35.6.12>
3. Löveborn, D., Larsson, J. K., Persson, K.-A. (2017) Weldability of Aluminium Alloys for Automotive Applications. *Physics Procedia*, 89, 89–99. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2017.08.011>
4. Kang, M., Cheon, J., Kam, D.-H., Kim, C. (2021) The hot cracking susceptibility subjected the laser beam oscillation welding on 6XXX aluminum alloy with a partial penetration joint. *Journal of Laser Applications*, 33, 012032. DOI: <https://doi.org/10.2351/7.0000319>
5. Kim, C.-H., Ahn, Y.-N., Lim, H.-S. (2011) Laser Welding of Automotive Aluminum Alloys. *Journal of Welding and Joining*, 29, 4, 21–26. DOI: <https://doi.org/10.5781/KWJS.2011.29.4.383>
6. Zhao, H., White, D.R., DebRoy, T. (1999) Current issues and problems in laser welding of automotive aluminium alloys. *International Materials Reviews*, 44, 6, 238–266. DOI: <https://doi.org/10.1179/095066099101528298>
7. Korzhyk, V., Khaskin, V., Grynyuk, A. et al. (2022) Comparison of the features of the formation of joints of aluminum alloy 7075 (Al–Zn–Mg–Cu) by laser, microplasma, and laser-microplasma welding. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 1/12(115), 38–47. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2022.253378>
8. Holzer, M., Hofmann, K., Mann, V. et al. (2016) Change of Hot Cracking Susceptibility in Welding of High Strength Aluminum Alloy AA 7075. *Physics Procedia*, 83, 463–471. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2016.08.048>
9. Fetzer, F. (2018) Fundamental investigations on the spiking mechanism by means of laser beam welding of ice. *Journal of Laser Applications*, 30, 1, 012009-1–012009-9. DOI: <https://doi.org/10.2351/1.4986641>
10. Shelyagin, V.D., Khaskin, V.Yu., Garashchuk, V.P. et al. (2002). Hybrid CO₂-laser and CO₂ consumable-arc welding. *The Paton Welding J.*, 10, 35–38.
11. Krivtsun, I.V., Shelyagin, V.D., Khaskin, V.Yu. et al. (2007) Hybrid laser-plasma welding of aluminium alloys. *Ibid*, 5, 36–40.

FIBRE LASER WELDING OF ALUMINIUM ALLOYS OF 7xxx SERIES (Al–Zn–Mg–Cu) BY NON-THROUGH THICKNESS WELDS

V.M. Korzhyk^{1,2}, V.Yu. Khaskin^{1,2}, A.A. Grynyuk², S.I. Peleshenko³, Yao Yuhui⁴, S.G. Hryhorenko², V.O. Shcheretskiy², O.S. Kushnarova²

¹China-Ukraine Institute of Welding, Guangdong Academy of Sciences, Guangdong Provincial Key Laboratory of Advanced Welding Technology, Guangzhou, 510650, China. E-mail: patonjournal@gwi.gd.cn

²E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

³NTUU «Igor Sikorskiy Kyiv Polytechnic Institute». 37 Peremohi Prosp., 03056, Kyiv. E-mail: imz.paton.kpi@gmail.com

⁴Shenzhen Hanzhizi Technology Co., Ltd. 6th Floor, Building B, Bantian International Center, 5 Huancheng South Road, Longgang District, Shenzhen, Guangdong, China, E-mail: 514929948@qq.com

The paper deals with the features of laser welding with incomplete (non-through thickness) penetration of high-strength aluminium alloys of 7xxx series. It was found that at joining of 1.5 mm sheets by fibre laser welding to the depth of 0.5...0.7 mm there arises the risk of formation of pores, in particular, in the root zone, streaks of oxide film in the weld lower part, as well as hot cracks. The latter can be eliminated by reducing the heat input below 25 – 30 J/mm. The weld metal is characterized by an equiaxed finely dispersed structure with grain size of 10...15 ~m for 7005 alloy and 15...25 ~m for 7075 alloy. In the fusion zone, the grains are of an elongated shape with 2.5...3.0 coefficient for 7005 alloy and 2...5 for 7075 alloy. At performance the grain length is reduced, the shape coefficient becomes 3...5 and 3.0...3.5 for 7005 and 7075 alloys, respectively. In the HAZ the grain length is reduced, the shape coefficient becomes 3...5 and 3.0...3.5 for 7005 and 7075 alloys, respectively. At performance of laser welding with small (~5 J/mm) values of the heat input, microhardness of the welds and HAZ is rather uniform, and close to that of the base metal. For 7075 alloy microhardness drop to 20% was observed in the fusion zone region, that is due to formation of grains of an elongated shape with shape coefficient of 2...5. The found drawbacks can be eliminated through reduction of pulsations of the vapour-gas channel with simultaneous increase of the stability of its existence and introduction of cathode breaking of the oxide film. 11 Ref., 4 Tabl., 8. Fig.

Keywords: aluminium alloys of 7xxx series, laser welding, weld formation, graininess, defects, ways to eliminate

Надійшла до реакції 28.03.2022

**XXI МІЖНАРОДНИЙ
ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ – 2022**
МІЖНАРОДНІ СПЕЦІАЛІЗОВАНІ ВИСТАВКИ

**15 - 18
листопада**



FORMATION OF A JOINT BETWEEN DEPOSITED AND BASE METALS DURING LASER CLADDING OF A NICKEL-BASED POWDER ONTO A COPPER-BASED ALLOY

ФОРМУВАННЯ З'ЄДНАННЯ МІЖ НАПЛАВЛЕНИМ ТА ОСНОВНИМ МЕТАЛОМ ПРИ ЛАЗЕРНОМУ НАПЛАВЛЕННІ НІКЕЛЕВОГО ПОРОШКУ НА МІДНИЙ СПЛАВ

F. Bourahima^{1,2}, T. Baudin², M. Rege¹, V. Ji², F. Brisset², A. Zavdoveev³, A.L. Helbert²

¹Etablissements Chpolansky, 3 Rue Angiboust, 91 462 Marcoussis. E-mail: fazati.bourahima@chpolansky.fr

²ICMMO, SP2M, Université Paris-Saclay, UMR CNRS 8182, bât.410, 91405 ORSAY, France

³E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: office@paton.kiev.ua

Laser cladding is an alternative method to other cladding techniques such as Plasma Transfer Arc (PTA) or blowtorch for surface treatment in the glass industry. It aims to produce dense, high-quality coatings on a non-planar surface without affecting its thermal and mechanical properties. In this study, Ni-based coatings were coated onto Cu-Ni-Al substrate using a 3 JET nozzle technique. During laser cladding, good metallurgical bonding is necessary to ensure the further surfacing process technique. A microstructural analysis was conducted, and the mechanical properties were then evaluated with microhardness analysis to link process parameters to coating bonding quality. A calculation of the power attenuation attempts to explain the impact of the powder distribution on the bonding. This work revealed that a chemical dilution zone exists between coating and substrate and is necessary for perfect metallurgical bonding. The heterogeneous bonding, observed through the section, along the curved interface coating/substrate, has been linked to the Gaussian distribution of the powder that attenuates the input power. The attenuated power was measured all along the interface. 35 Ref., 2 Tabl., 10 Fig.

Лазерне наплавлення є альтернативним методом наплавлення до таких, як плазово-дугове або паяння. Воно спрямовано на отримання щільних високоякісних наплавлень на неплоских поверхнях без впливу на їх механічні властивості. У цьому дослідженні наплавлення матеріалу на основі Ni були нанесені на підкладку Cu-Ni-Al за допомогою 3-струменевого сопла. Під час лазерного наплавлення необхідне хороше металургійне зчеплення для забезпечення подальшої техніки процесу наплавлення. Було проведено мікроструктурний аналіз, а також оцінено механічні властивості за допомогою аналізу мікротвердості, щоб зв'язати параметри процесу з якістю зчеплення покриття. Розрахунок ослаблення потужності дає змогу пояснити вплив розподілу порошку на зчеплення. Ця робота показала, що між наплавленням і підкладкою існує зона хімічного розчинення, яка необхідна для ідеального металургійного з'єднання. Гетерогенне зчеплення, що спостерігається через ділянку, вздовж вигнутої поверхні розділу покриття/підкладки, пов'язане з Гауссовим розподілом порошку, який послаблює вхідну потужність. Ослаблену потужність вимірювали по всьому інтерфейсу. Бібліогр. 35, табл. 2, рис. 10.

Keywords: laser cladding, power attenuation, powder distribution, dilution zone

Ключові слова: лазерне наплавлення, ослаблення потужності, розподіл порошку, зона розчинення

Introduction. During glass bottle production, viscous glass is poured into Cupro–Nickel–Aluminum (Cu–Ni–Al) molds at temperatures ranging from 700 to 1200 °C. Cu–Ni–Al or cast-iron glass molds must absorb the high glass temperature to cool it homogeneously, playing the role of thermal exchangers [1]. However, during this process, corrosion or abrasion can appear on the molds' sensitive parts (neck ring and match). Also, thermal fatigue can be observed during the molding cycle. Therefore, it is important to modify the mold surface properties before the production to extend its lifespan. In order to do that, Ni-based or Co-based powder is cladded on those parts. The most famous cladding methods for glass indus-

try are Plasma Transferred Arc (PTA) [2] and blowtorch [1]. But with these techniques, a high Heat Affected Zone (HAZ) is present. It corresponds to a zone belonging to the substrate that has not reached its fusion temperature but underwent a change in its structure due to the process. To avoid that, a pre-heating is operated with those techniques. In mold industry, the aim is to limit this Affected Zone to prevent changes in the substrate thermal properties. To be able to do that, laser cladding is operated instead of former techniques without mold pre-heating.

Laser cladding is an innovative surfacing technique, developed in the 90's [3,4]. It is used to obtain well-bonded high-quality materials, free of pores and

Bourahima F. – <https://orcid.org/0000-0003-2459-7799>, Baudin T. – <https://orcid.org/0000-0002-6765-360X>,

Ji V. – <https://orcid.org/0000-0003-1979-7323>, Brisset F. – <https://orcid.org/0000-0003-0952-2748>,

Helbert A.L. – <https://orcid.org/0000-0003-1679-9569>, Завдовцев А.В. – <https://orcid.org/0000-0003-2811-0765>

© F. Bourahima, T. Baudin, M. Rege¹, V. Ji, F. Brisset, A. Zavdoveev, A.L. Helbert, 2022

cracks without affecting the substrate thermal properties (so, a low HAZ).

Some researchers have investigated the impact of laser cladding on the substrate microstructural change. In most of the studies, the HAZ is observed during laser cladding on cast iron substrates with the appearance of metastable phases like martensite or ledeburite [5, 6].

Balu et al. [7] have operated laser cladding with two kinds of Ni-based powder on Cu substrate with and without pre-heating. They observed that the grain size in the HAZ is high distanced from the interface. It has also been seen that this size increases at low laser scanning speed. Hardness is lower in the HAZ than distanced from the interface. They found that a substrate pre-heating leads to a better bonding due to a larger melting pool and HAZ.

Despite the limited HAZ, laser cladding often induces an area of local chemical dilution between the powder and the substrate. Authors explained that dilution is obtained at the interface when a fusion between the substrate and the coating occur [7–9]. This dilution, dependent on the input laser power [10], has to be restricted in order to avoid a large HAZ but seems necessary to ensure good metallurgical bonding. Many researches have observed that according to the powder nature, a high power attenuation can appear [11, 12]. There are two ways of describing the dilution (rate) [13]: in geometrical terms, it is calculating the ratio between the melted area (including the HAZ) and the coating area. The second is in metallurgical terms, which consists in measuring the depth of the chemical mixture between the coating and the substrate. Liu et al. [14] present a dilution rate by using the geometrical method during laser cladding of magnesium alloys. According to them, a very low dilution rate prevents from good metallurgical bonding. Using the same definition of the dilution rate, Luo et al. [15] present the same observation during laser cladding of NiCrBSi. Balu et al. [7] used the metallurgical method to measure the dilution rate during laser cladding of Ni-based powder on a Cu substrate. They found that a high dilution can lead to a high HAZ. Pereira et al. [16] observed that during laser cladding of NiCoCrBSi on stainless steel, a very low dilution zone (metallurgical method) at about 2 μm is enough to obtain a perfect bonding without affecting

the substrate mechanical properties (no cracking behavior observed). Many authors [17, 18] presented an EDS analysis to measure the dilution between two materials and its components' chemical evolution.

The main challenge in laser cladding on a copper-based substrate is to obtain good bonding despite the low absorptivity of the substrate [19]. Zhang et al. [20] explained that it was impossible to obtain bonding without preheating, so they pre-heated the substrate to 300 °C. It appears that a compromise must be found to respect both the restricted HAZ and the dilution zone needed to guarantee the cohesion between the coating and the substrate. We should bear in mind that this cohesion is crucial to allow further machining of the repaired mold. Moreover, the coating has to be free of cracks and pores to retain a perfect glass surface.

The aim of this study is to obtain a perfect bonding with a limited or non-existent HAZ after cladding of nickel-based material on a Cu–Ni–Al substrate. The novelty in this process is the laser cladding performed without preheating on a curved surface. Also, the high thermal conductivity of the copper-based material is challenging because it can prevent from obtaining the perfect bonding. This can be achieved by identifying the relationship between the dilution zone (existence and thickness) and the bonding quality with regards to the laser process parameters. A microstructural and chemical analysis of the coating/substrate interface will be conducted. Also, microhardness measurements will be presented. The influence of the Gaussian distribution of Ni powder on the laser power attenuation, and thus on the bonding, will be discussed.

Materials and experimental techniques. Laser cladding consists in melting an injected powder with a very thin surface layer on the substrate by a laser beam to produce a metallurgical bonding. During this study, a 4KW Nd: YAG laser with a wavelength of 1030 nm was used. An optical fiber with a diameter of 600 μm was used for guiding the beam. Ni powder was injected coaxially into the laser beam [21]. A cross-section of the Cu–Ni–Al mold of the bottle ring is shown in Fig. 1a after cladding. Fig. 1b describes the typical cross-section that has been metallurgically studied.

During the process, the interaction distance, f_s , between the laser and the powder is considered (fig. 2).

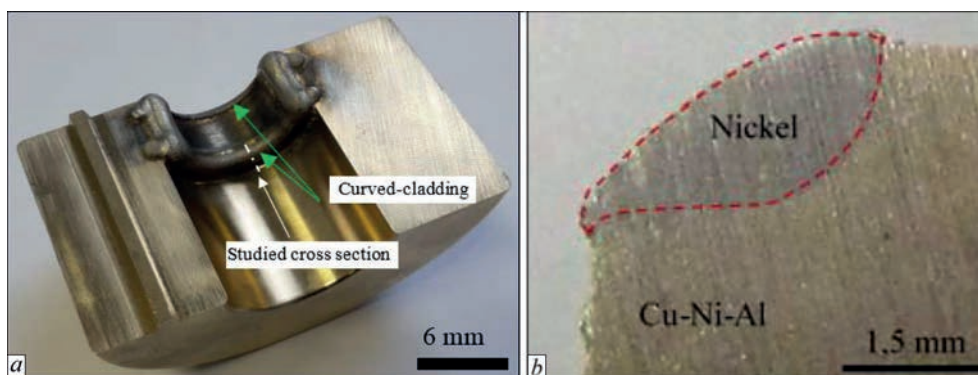


Fig. 1. Half of the mold ring after Ni-laser cladding (a); studied cross section (b)

Рис. 1. Половина кільця форми після наплавлення Ni-лазером (a) і поперечний переріз (b)

At the focal plane (position B), the powder flow follows a Gaussian distribution. This has been proved by many research studies [22–24]. In the present study, the Gaussian distribution has been centered at the mid-point of the mold curved surfaces of the samples.

The chemical compositions of the powder and the substrate are listed in tabl. 1.

The process parameters used during this study are presented in tabl. 2. These samples are extracted using Taguchi design of experiment. Only samples with a partial or perfect bonding have been selected.

To be characterized, samples were mechanically polished using SiC papers and then diamond polished to 1 μm for Optical Microscopy (OM), Scanning Electron Microscopy (SEM) and Energy Dispersive Spectroscopy (EDS) analyses. To operate Electron Backscatter Diffraction (EBSD), an extra OPS polishing was done. Vickers hardness tests were performed on the cross-section, along a line perpendicular to the coating surface with a 10-gf load for 15 seconds. The measurements were taken from either side of the interface for all the 6 samples.

Results and discussion. *Microstructure features and associated chemical and mechanical properties.* Fig. 3 describes the three different kinds of bonding behavior that can be observed after laser cladding of Ni-based powder on a Cu–Ni–Al substrate: perfect bonding (Fig. 3a), partial bonding (Fig. 3b) where the bonding is partially present at the interface and no bonding (Fig. 3c). A bonding is considered partial when 15 % bonding defect is observed in the coating/substrate interface.

Table 1. Chemical compositions of the substrate and powder
Табл. 1: Хімічний склад підложки та порошку

Elements (wt. %)	Fe	Mn	Al	Ni	Zn	Pb	Sn	Si	Cu	B	Cr	C
Cu–Ni–Al	<1	0.5	8.5	15	8	<0.1	0.15	1	Bal	–	–	–
Ni powder	1	0.1	–	Bal	–	–	–	2.5	–	1.7	0.3	0.5

Table 2. Process parameters
Табл. 2 : Параметри процесу

Sample	Power (W)	Speed (mm/s)	Powder Feeding Rate (g/min)	Spot diameter (mm)
CNC 1	2400	6.5	26.5	4
CNC 2	2600	10	24.5	3
CNC 3	2800	6.5	32.5	3
CNC 4	2800	8.5	24.5	4
CNC 5	3200	8.5	28.5	3
CNC 6	3200	10	30.5	4

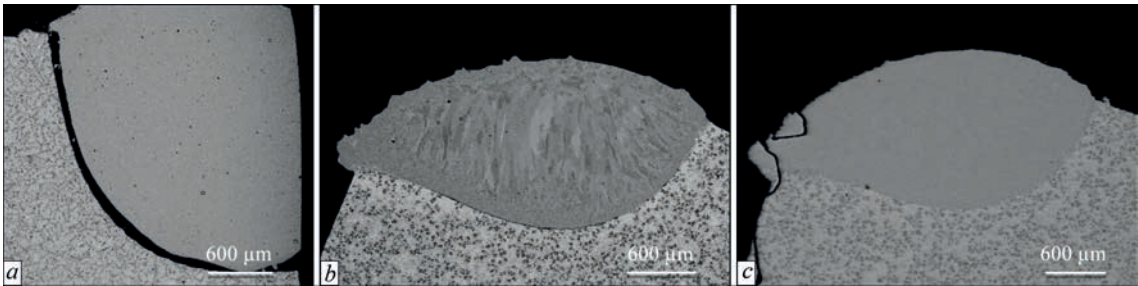


Fig. 3. Three kinds of bonding behavior: a – no bonding; b – partial bonding; c – perfect bonding
Рис. 3. Три типи з’єднання: a – відсутність з’єднання; b – часткове з’єднання; c – ідеальне з’єднання

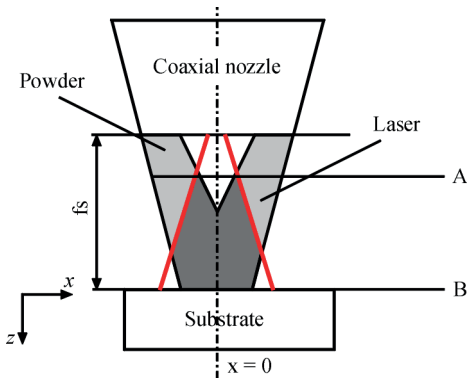


Fig. 2. Powder distribution according to the focal position fs [19]
Рис. 2. Розподіл порошку відповідно до фокусного положення fs [19]

Fig. 4 shows the SEM-BSE (Back-Scattered Electrons) analysis of the CNC 5 and CNC 6 samples (see tabl. 2). Fig. 4a shows that CNC 5 presents perfect bonding (case of fig. 3c) whereas fig. 4b shows a sample (CNC 6) with a discontinuous bonding (fig. 3b). Indeed, in the curved center, there is a lack of bonding. No analyses have been performed on samples with no bonding (fig. 3a) since the clad is easily separated from the substrate.

For both samples, the substrate is composed of a dendritic matrix. No heat affected zone (HAZ) seems to be present in the substrate because no microstructure modification is noticeable close to the interface. Concerning the Ni deposit, elongated grains are observed along solidification direction for both cases. Small grains can be seen in the coating close to the interface and at the extreme surface.

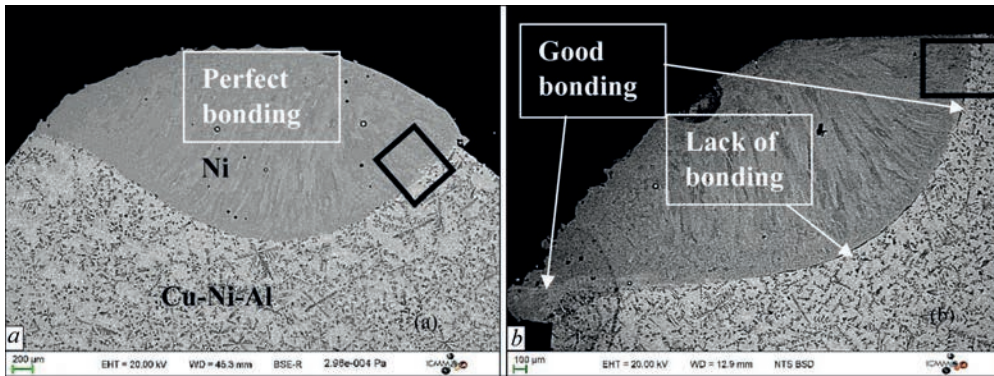


Fig. 4. Typical microstructure of the cross-section of the samples: *a* – CNC 5 with good bonding; *b* – CNC 6 with partial bonding obtained by SEM-BSE

Рис. 4. Типова мікроструктура поперечного перерізу зразків: *a* – CNC 5 з хорошим з'єднанням; *b* – CNC 6 з частковим з'єднанням, отриманий за допомогою SEM-BSE

Fig. 5 shows an EBSD analysis of the microstructure and texture around the interface (black squares in 4*a* and *b*) for both samples (perfect or partial bonding) in order to observe the differences according to the bonding quality.

It can be observed that microstructure is very similar in both cases (fig. 5*a* and 5*b*). The solidification features are in accordance with the literature [25–28]. A nucleation phase, characterized by small equiaxed grains, is evidenced at the interface, then a columnar growth directed mainly parallel to the $\langle 001 \rangle$ direction of the dendrites is observed (fig. 5*a*). So, the bonding quality does not change the solidification behavior during laser cladding.

A SEM-EDS analysis is presented (fig. 6) to observe the chemical impact of the laser cladding at the interface nucleation/substrate.

In the fig. 6*a* and *b*, deconstruct dendrites from the substrate are observed in a mixed zone at the coating/substrate interface delimited by white lines. Also, the fig. 6*c* clearly shows a local chemical mixture where copper seems to be replaced by nickel over a thin layer of the substrate. This can be the consequence of a local fusion of the substrate and correspond to the dilution zone that has been reported in the literature [17, 26]. Apart from this area, there are no discernible chemical changes in the substrate or the Ni coating. So, no HAZ can be chemically observed in this study.

A measurement of the dilution zone thickness was made by chemical analysis from the coating to the substrate (fig. 7).

A diminution of the Ni element from the coating to the substrate can be observed. At the same time,

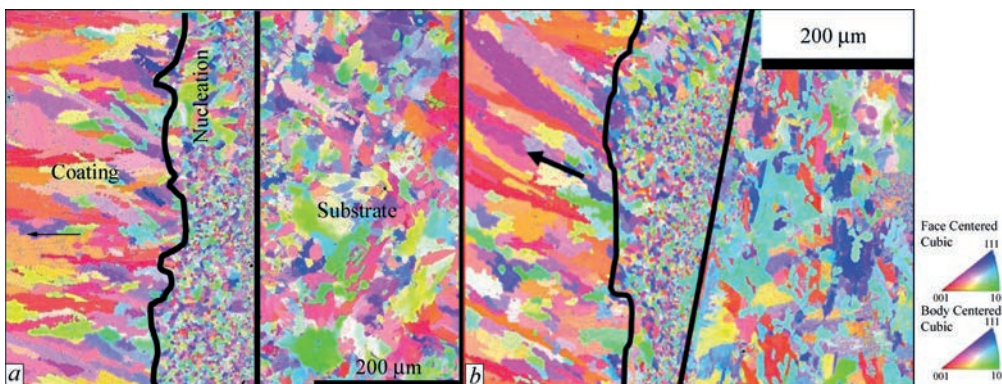


Fig. 5. Crystallographic axes parallel to the solidification direction (black arrows): *a* – EBSD analysis of the black square area in fig. 4*a*; *b* – in Fig. 4*b*

Рис. 5. Кристалографічні осі, паралельні напрямку затвердіння (чорні стрілки): *a* – Аналіз EBSD області чорного квадрата на рисунку 4*a*; *b* – на рисунку 4*b*

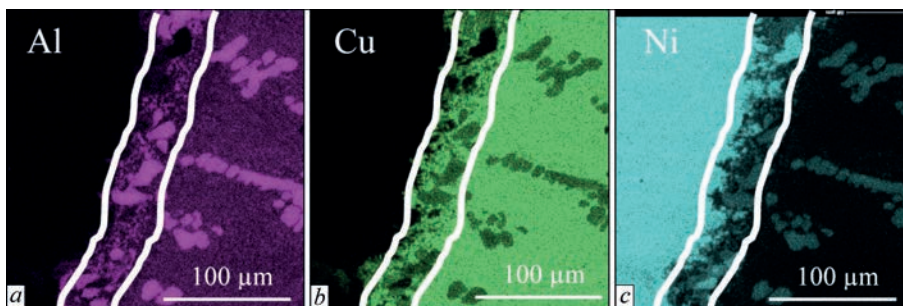


Fig. 6. EDS maps of the principal chemical elements composing the deposit and the substrate of sample CNC6: *a* – Al; *b* – Cu; *c* – Ni

Рис. 6. Карти EDS основних хімічних елементів, що складають наплавлення та підкладку зразка CNC6: *a* – Al; *b* – Cu; *c* – Ni

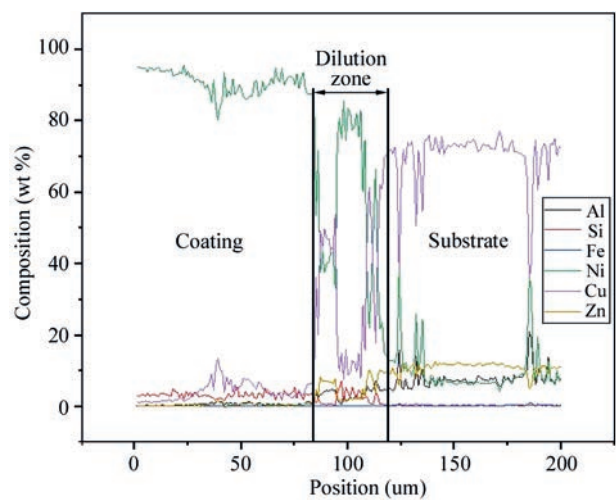


Fig. 7. Chemical composition of the dilution zone from the coating to the substrate (sample CNC 6)

Рис. 7. Хімічний склад зони розчинення від покриття до підкладки (зразок CNC 6)

the Cu composition progressively increases. Overall, Ni is at around 96 % in the coating, then decreases down to 40 % close to the interface and stays below 10 % in the substrate matrix except inside the dendrites where the Ni increases to 39 %. The dendrites also present a higher level of Al (the high concentration of Ni and Al inside the dendrites is in accordance with fig. 6). The dilution zone exhibits a chemical mixture over about 35 μm for this sample.

Fig. 8. Shows the hardness measurements through the interface for four typical features of the microstructure: the columnar zone of the coating, the nucleation zone, the dilution zone, and the substrate.

It can be observed from Fig. 8 that the micro-hardness of the dilution zone increased to 618 HV. The similar results was observed by Pan et al. [27] when cladding Fe-based powder on a stainless steel substrate in their dilution zone. This high hardness in the dilution zone could be explained by the formation of an eutectic of Ni-Ni₃B due to the low ratio of Si/B (1.3) in this area as described by Hemmatie

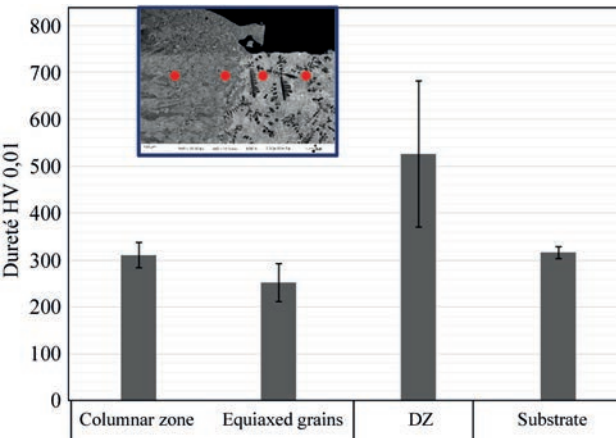


Fig. 8. Hardness measurements corresponding to the characteristic features encountered from the coating to the substrate (red points)
Рис. 8. Вимірювання твердості, що відповідають характерним ознакам, що зустрічаються від покриття до підложки (червоні точки)

et al. [28]. Indeed, they mention that this compound is of high hardness. In the coating and the substrate, the values are not higher than 317 HV. This hardness does not indicate the presence of the HAZ in the substrate. No increase of the hardness is noticed in the nucleation area despite the presence of small grains. In fact, the Hall and Petch law which describes that the hardness is higher when the grain size is lower [29]. But this couldn't be verified in the present work.

Since the dilution zone can be quantified using the EDS analysis it could be interesting to observe its evolution along the curved interface in order to corroborate its existence/thickness with the metallurgical bonding quality.

Dilution zone thickness along the curved interface. To state if the discontinuous bonding along the interface in the studied section is linked to the chemical dilution presence or thickness, a protocol of systematic DZ quantification has been implemented across the section of all samples and is presented in Figure 9. Five lines separated from each other by an angle of 22.5° along which the chemical composition have been measured from the coating to the substrate within 400 μm , and where the DZ depth has been determined. This method allows to plot the DZ evolution along the curved interface (fig. 9).

Fig. 9 reveals that the DZ evolution is the same across the section for all the samples studied. On the zones a and e (the edges), the DZ depth is maximum (from 25 to 175 μm according to the cladding parameters). It decreases at lower levels (b and d zones) to between 3 and 21 μm . Then at the center of the curve (c zone) this DZ is minimum (zero in the case of no bonding). Moreover, for all the studied samples, the bonding is lower at the center of the curved section. Therefore, it is possible to draw a direct connection between DZ depth and bonding quality. Indeed, the deeper the DZ, the better the bonding will be. The discontinuous bonding is well highlighted by the DZ evolution along the curve of the cross-section. It is important to under-

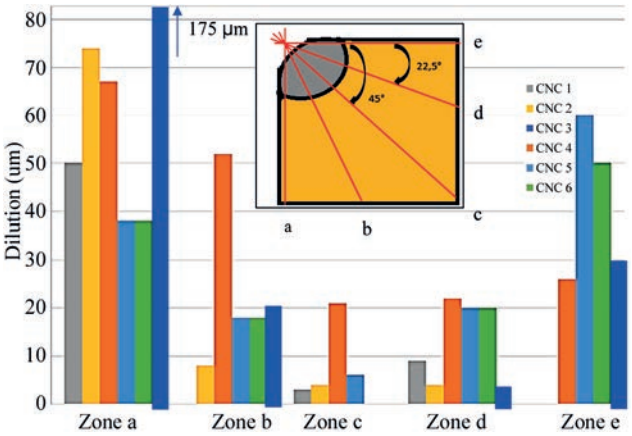


Fig. 9. Measurement of the DZ depth over the entire cross-section and DZ depth along the five red lines for all the samples
Рис. 9. Вимірювання глибини зони розчинення по всьому поперечному перерізу та глибини зони розчинення уздовж п'яти червоних ліній для всіх зразків

stand what phenomenon leads systematically to a weaker chemical dilution at the section curve center during laser cladding, as a function of process parameters.

Power attenuation. It is well known in the laser cladding process that powder particles contribute to attenuate the incident laser power. Obviously for full consideration it is necessary to calculate the total heat balance of laser surfacing using filler powder, the total amount of heat released by the laser is spent on heating and melting the filler powder, heating the base metal before melting and maintaining the weld pool in a liquid state (the useful part of the heat), as well as radiation into the surrounding space (including as a result of reflection from powder particles, depending on its reflectivity) and heat removal to the base metal (heat loss). The thermal efficiency of the laser surfacing process and the parameters of its regime depend on these indicators: laser power, the amount of powder supplied per unit time, its granulometric composition, etc. [30, 31]. This is complex calculation and for simplification of the description in current research we have considered only the effect of the powder particles (i.e. filler powder). Tabernero et al. [32] have described the impact of a shadow of particles during the interaction of the laser and the powder while cladding is in progress. They have assessed the attenuation undergone by the beam and characterized the density of energy that reaches the surface of the substrate. They were able to perform this calculation with a computational fluid dynamics (CFD) model, which has been experimentally validated. Moreover, the present authors used the calculation of the attenuated power to determine the minimum power necessary to ensure an accurate clad/substrate bonding [26]. Nevertheless, the local attenuation due to the Gaussian powder distribution has not been studied along the curve section.

El Cheikh et al. [23] have discovered that at the focal position, f_s , presented in fig. 2, a Gaussian distribution of powder can be observed. Qi et al. [33] have proposed an equation of the powder distribution $N(x, y)$ depend-

ing on the radial distance x and the axial distance z in the case of a coaxial nozzle as shown:

$$N(x, z) = N_{\max}(z) \exp(-2x^2 / R^2) \quad (1)$$

With $N_{\max} [m^{-3}]$ the peak concentration at the center of powder flow ($x=0$), $x[mm]$ the radial distance and $R[mm]$ the powder stream.

To understand how the power is impacted, the Beer Lambert Law can be applied [33, 34]:

$$P'_z(x, z) = P_z(x) \exp(-\alpha S N z) \quad (2)$$

With $P'_z [W]$ the power attenuated by the powder flow, $P_z [W]$ the initial input power during laser cladding, $S [mm^2]$ the particle section and α a factor which considers phenomena like the scattering effect, plasma generation... α was obtained from an experiment of the attenuated power during laser cladding. A power meter is placed under an optically neutral glass to protect it from the powder injected. During the test, an air flow was injected horizontally in order to deflect the projected powder. As an example, for an incident measured power of 1916 W, the measured attenuated power was 1498 W for a PFR of 28.5 g/min. This led to adjusting the α coefficient at a value of 6 (this result is in accordance with literature [32]). If α is equal to 1, the attenuation is only due to particle shadow. The present value of 6 indicates that other phenomena (scattering effect, plasma generation...) also contribute to the power attenuation.

By inputting the powder distribution on each position of x it is possible to observe the power attenuation on the radial distance for an incident power of 2800W as an example (Fig. 10).

Fig. 10 indicates that, at the center of the powder flow (the focal point f_s , Fig. 2), the power is attenuated from 2800 to 1200W. At the center of the powder flow ($x=0$), 57% of the power is lost due to the powder flow (absorbed or reflected). So, only 43% is available for the fusion. Moreover, given that the absorptivity of Cu-based materials is about 0.06, only 72W remains to reach the substrate (and probably melt it). Since the focal plane of the powder flow corresponds to the center of the mold curved surface, it can be assumed that this shadow effect explains the lack of dilution DZ observed at this position. Therefore, this phenomenon may be at the origin of the absence of bonding for some cladding conditions with too weak incident laser power.

A link between power attenuation, dilution and HAZ. No HAZ was observed here when laser cladding on a Cu-based substrate. But the heterogeneous dilution in the mold's curved section can lead to a lack of bonding at the curved center and induce the coating fall out during machining [1]. In the meantime, on the edges (according to the input laser power), less powder generates more power available for the interface fusion. According to the substrate composition, a high HAZ can be generated and induces a cracking behavior due to the high hardness as it was observed in previous researches conducted by the authors during laser cladding on cast iron [35].

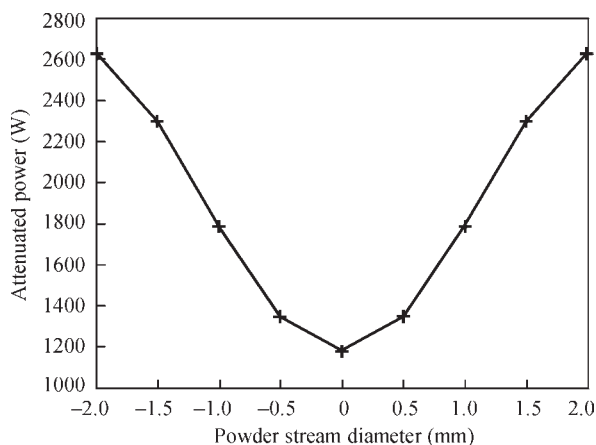


Fig. 10. Distribution of the power attenuation on the substrate ($x=0$ is the focal point) for an input laser power of 2800 W

Рис. 10. Розподіл загасання потужності на підкладці ($x=0$ – фокусна точка) для вхідної потужності лазера 2800 Вт

Conclusion. Ni-based powder was deposited by laser cladding on a Cu-based substrate with a curved surface. The cladding process parameters were widely explored in order to verify the bonding quality of the clad to the substrate. Three kinds of metallurgical bonding have been noted: lack of bonding, partial bonding or perfect bonding. In addition, a constant lack of bonding is observed in the center of the substrate curved surface. Moreover, the chemical dilution depth between Ni and Cu was measured at the interface clad/substrate depending on process parameters. It appears that the dilution depth is also lower at the same location of the curved surface. This could be explained by the Gaussian distribution of the powder flow around this point. Indeed, at the curved center the powder density is at maximum, so the input laser power is significantly attenuated. Less energy is then available for the substrate to melt and to ensure a perfect metallurgical bonding. The attenuated power evolution moving away from this central point would explain the discontinuous bonding along the interface in the cross-section. As it was mentioned above, a compromise was found in the present work to ensure a minimal dilution (DZ) in the curved center without affecting the based material properties (limit the HAZ). This optimization can correspond for example to a laser power of 3200 W with a PFR of 28.5 g/min and a scanning speed of 8.5 mm/s.

Acknowledgments

The authors wish to thank C. Aboud, N. Barbosa and C. Lafarge from the ETS CHPOLANSKY for their help in the sample elaboration by laser cladding and their great skill in the field of this technology applied to non-planar surfaces. This research was supported by the ANRT (French National Agency for Research and Technology) and ETS Chpolansky.

References

- Rege, M., Van Linden, S. (2016) *Stage de formation aux techniques de rechargement dans l'industrie verrière*, Marcoussis.
- Oberländer, B.C., Lugscheider, E. (1992) Comparison of properties of coatings produced by laser cladding and conventional methods. *Mater. Sci. Technol. (United Kingdom)*, **8**, 657–665. <https://doi.org/10.1179/mst.1992.8.8.657>.
- Steen, W.M., Mazumder, J. (2010) *Laser Material Processing*, 4th ed., Springer.
- Ryabtsev, I.A., Perepletchikov, E.F. (1992) *Properties of alloys based on Fe, Ni, Co, deposited by laser-powder method*. Sat. «Deposited metal. Composition, structure and properties». Kyiv, E.O. Paton, S.23–26.
- Arabi Jeshvaghani, R., Jaberzadeh, M., Zohdi, H., Shamaian, M. (2014) Microstructural study and wear behavior of ductile iron surface alloyed by Inconel 617. *Mater. Des.* **54**, 491–497. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.08.059>.
- Liu, H., Hao, J., Han, Z. et al. (2016) Microstructural evolution and bonding characteristic in multi-layer laser cladding of NiCoCr alloy on compacted graphite cast iron. *J. Mater. Process. Technol.* **232**, 153–164. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.02.001>.
- Balu, P., Rea, E., Deng, J. (2015) Laser cladding of nickel-based alloy coatings on copper substrates. *Proc. SPIE*, **9657**, 1–10. <https://doi.org/10.1117/12.2175966>.
- Saqib, S., Urbanic, R.J., Aggarwal, K. (2014) Analysis of laser cladding bead morphology for developing additive manufacturing travel paths. *Procedia CIRP*, **17**, 824–829. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2014.01.098>.
- Tao Y.F., Li J., Lv Y.H., Hu L.F. (2017) Effect of heat treatment on residual stress and wear behaviors of the TiNi/Ti2Ni based laser cladding composite coatings. *Opt. Laser Technol.*, **97**, 379–389. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2017.07.029>.
- Kim, C.K., Choi, S.G., Kim, J.H. et al. (2020) Characterization of surface modification by laser cladding using low melting point metal. *J. Ind. Eng. Chem.*, **87**, 54–59. <https://doi.org/10.1016/j.jiec.2020.03.010>.
- Kumar, S., Roy, S. (2006) The effect of Marangoni-Rayleigh-Benard convection on the process parameters in blown-powder laser cladding process-A numerical investigation, *Numer. Heat Transf. Part A Appl.*, **50**, 689–704. <https://doi.org/10.1080/10407780600605286>.
- Rienstra, S.W., Chandra, T. (2001) Analytical approximations to the viscous glass-flow problem in the mould-plunger pressing process, including an investigation of boundary conditions. *J. Eng., Math.* **39**, 241–259. <https://doi.org/DOI:10.1023/A:1004883310709> CITATIONS.
- Toyserkani, E., Amir, K., Stephen, C. (2006) *Laser Cladding*, CRC PRESS.
- Liu, J., Yu H., Chen, C. et al. (2017) Research and development status of laser cladding on magnesium alloys: A review. *Opt. Lasers Eng.*, **93**, 195–210. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.01.077>.
- Luo, X., Li, J., Li, G.J. (2015) Effect of NiCrBSi content on microstructural evolution, cracking susceptibility and wear behaviors of laser cladding WC/Ni-NiCrBSi composite coatings. *J. Alloys Compd.*, **626**, 102–111. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.11.161>.
- Pereira, J.C., Zambrano, J.C., Rayón, E. et al. (2018) Mechanical and microstructural characterization of MCrAlY coatings produced by laser cladding: The influence of the Ni, Co and Al content. *Surf. Coatings Technol.*, **338**, 22–31. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.01.073>.
- Adesina O.S., Obadele B.A., Farotade G.A. et al. (2020) Influence of phase composition and microstructure on corrosion behavior of laser based Ti-Co-Ni ternary coatings on Ti-6Al-4V alloy. *J. Alloys Compd.*, **827**, 1–11. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.154245>.
- Wang, S., Liu, C. (2019) Real-time monitoring of chemical composition in nickel-based laser cladding layer by emission spectroscopy analysis. *Materials (Basel)*, **12**, 1–15. <https://doi.org/10.3390/ma12162637>.
- Babinets, A.A., Ryabtsev, I.O., Lentyugov, I.P. et al. (2020) Problems and prospects of surfacing of copper and copper parts by wear-resistant layers (Review). *TPWJ*, **5**, 15–23.
- Zhang, Y., Tu, Y., Xi, M., Shi, L. (2008) Characterization on laser clad nickel based alloy coating on pure copper. *Surf. Coatings Technol.*, **202**, 5924–5928. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2008.06.163>.
- F. Bourahima, A. Helbert, M. Rege, V. Ji, D. Solas, et al. (2019) Laser cladding of Ni based powder on a Cu-Ni-Al glassmold: Influence of the process parameters on bonding quality and coating geometry. *Journal of Alloys and Compounds*, Elsevier, **771**, pp.1018–1028. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.09.004>.
- Ferreira, E., Dal, M., Colin, C. et al. (2020) Experimental and numerical analysis of gas/powder flow for different LMD nozzles. *Metals (Basel)*, **10**, 1–20. <https://doi.org/10.3390/met10050667>.
- Cheikh, H. El, Courant, B., Branchu, S. et al. (2012) Analysis and prediction of single laser tracks geometrical characteristics in coaxial laser cladding process. *Opt. Lasers Eng.*, **50**, 413–422. <https://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2011.10.014>.
- Pouzet, S., Peyre, P., Gorny, C. et al. (2016) Additive layer manufacturing of titanium matrix composites using the direct metal deposition laser process. *Mater. Sci. Eng. A.*, **677**, 171–181. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.002>.
- Song J.B., Yu, T., Jiang, X. et al. (2020) The relationship between convection mechanism and solidification structure of the iron-based molten pool in metal laser direct deposition. *Int. J. Mech. Sci.*, **165**, 1–14. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2019.105207>.
- Pereira, J.C., Zambrano, J.C., Tobar, M.J. et al. (2015) High temperature oxidation behavior of laser cladding MCrAlY coatings on austenitic stainless steel. *Surf. Coatings Technol.*, **270**, 243–248. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.02.050>.
- Pan, C., Li, X., Zhang, R. et al. (2021) Research on microstructural and property evolution in laser clad HAZ. *Surf. Eng.*, **37**, 1514–1522. <https://doi.org/10.1080/02670844.2021.1929737>.

28. Hemmati, I., Ocelik, V., De Hosson, J.T.M. (2013) Effects of the alloy composition on phase constitution and properties of laser deposited Ni–Cr–B–Si coatings. *Phys. Procedia.*, 41, 302–311. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2013.03.082>.
29. Gourges-Lorenzon, A.-F. (1972) Durcissement et renforcement des matériaux, in: *Matériaux Pour l'ingénieur*, 159–170.
30. Gladkiy P.V., Perepletchikov E.F., Ryabtsev I.A. (2007) *Plasma welding*. Kyiv.
31. Kuskov, Yu.M., Ryabtsev, I.A., Kuzmenko, O.G., Lentyugov, I.P. (2020) *Electroslag technologies for surfacing and recycling of metal and metal-containing wastes*. Kyiv.
32. Tabernero, I., Lamikiz, A., Martínez, S. et al. (2012) Modelling of energy attenuation due to powder flow-laser beam interaction during laser cladding process. *J. Mater. Process. Technol.*, 212, 516–522. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.10.019>.
33. Qi, H., Mazumder, J., Ki, H. (2006) Numerical simulation of heat transfer and fluid flow in coaxial laser cladding process for direct metal deposition. *J. Appl. Phys.*, 100, 1–11. <https://doi.org/10.1063/1.2209807>.
34. Peyre, P., Aubry, P., Fabbro, R. et al. (2008) Analytical and numerical modelling of the direct metal deposition laser process. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 41, 1–10. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/41/2/025403>.
35. Bourahima, F., Helbert, A., Ott, F. et al. (2021) *Multi-Scale Characterization by Neutronography and Electron Diffraction of Ni Coating on Cu–Ni–Al or Cast-Iron Glass Molds after Laser Cladding*. Trans Tech Publ. Ltd., 1016, 297–302.

Надійшла до редакції 22.03.2022

ТЕХНОЛОГІЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ЗВАРЮВАННЯ

(спосіб електричного зварювання металів великих перетинів)

Серед пріоритетних розробок Патонівської школи світового рівня слід відзначити створення електрошлакового зварювання (ЕШЗ) – нового способу зварювання, що започаткував низку електрошлакових технологій. Цей спосіб зварювання бере початок з ідеї Є.О. Патона повністю механізувати виготовлення великогабаритних конструкцій із застосуванням автоматичного зварювання під флюсом. У 1947 р. під керівництвом Є.О. Патона почалися дослідження цього способу. У 1949 р. вперше в світі в ІЕЗ ім. Є.О. Патона створено (Б.Є. Патон, Г.З. Волошкевич) електрошлакове зварювання – процес електричного зварювання металів. В Інституті були ґрунтовно вивчені особливості зварювання товстого металу, створені зварювальні й електричні апарати, розроблені принципи автоматичного регулювання електрошлакового процесу. Розроблені Б.Є. Патonom принципи автоматичного регулювання процесу ЕШЗ стали базою для проектування спеціальних джерел живлення апаратів для ЕШЗ [1-3].



1. Електрошлаковая сварка. / Под ред. Б.Е. Патона. – АН УССР. Ин-т электросварки им. Е.О. Патона. – К. М.: Машгиз, 1956. – 168 с.
2. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / Под ред. Б.Е. Патона. – М.: Машиностроение, 1974. – 768 с.
3. Волошкевич Г.З. Сварка вертикальных швов методом принудительного формирования // Сб. трудов по сварке, посвященных Е.О. Патону. – Киев: Изд-во АН УССР, 1951. – С.371-395.

ЛІТАЮЧІ РОБОТИЗОВАНІ КОНТАКТНІ УЛЬТРАЗВУКОВІ ТОВЩИНОМІРИ ДЛЯ ТЕХНІЧНИХ ОБСТЕЖЕНЬ В ПОЛЬОВИХ УМОВАХ

Літаючі роботизовані системи, також відомі як дрони, забезпечують можливість збору даних для кола застосувань і обсягів, які досі були неможливими. Виконання польових обстежень промислових об'єктів з використанням літаючої роботизованої системи контролю, здатної забезпечити фізичний контакт з конструкцією або об'єктом під час виконання процедур неруйнівного контролю або обстеження технічного стану, є безпечнішим, ніж розміщення людей на висоті, і дозволяє зібрати більше даних за менший час. Ці повітряні роботизовані системи є універсальними, розширюваними та гнучкими, що дає змогу здійснювати безпечніші, швидші та якісніші вимірювання. У цьому десятиріччі і в подальшому очікується експоненціальне зростання роботизованих систем контролю, оскільки власники активів і постачальники послуг усвідомлюють їх економічну рентабельність вкладу в розширення інформаційних ресурсів, а також у підвищення безпеки. Один з перших випадків використання цих повітряних робототехнічних систем дозволяв вимірювати товщину стінки (точніше, товщину підкладки) за допомогою портативного електронного ультразвукового вимірювального пристрою. Вибрані та впроваджені належним чином, ці системи позитивно впливають на безпеку, час, аналітику, доступ та вартість. Вимірювання надають відомості, які є основою наших прогнозів. Ці повітряні роботизовані системи для вимірювання товщини дозволяють компаніям удосконалювати процес вимірювання товщини і збирати дані, яких раніше не існувало, таким чином доповнюючи знання. Системи також здатні підвищити ефективність роботи, включаючи повністю контрольовані протоколи та інформацію для цифровізації планів впровадження, дозволяючи зосередитися на загальній картині для планування та відповідного бюджету. Крім того, вони допомагають досягти значної економії витрат, особливо коли вони запобігають виведенню активу з експлуатації або сприяють скорішому поверненню активу в експлуатацію. Нарешті, вони є елегантним рішенням щодо безпеки, яке захищає працівників від небезпеки та потенційно рятує життя.



ПРОГРАМУВАННЯ РОЗГОРТКИ ЕЛЕКТРОННОГО ПУЧКА ДЛЯ ЗВАРЮВАННЯ З ТЕРМООБРОБКОЮ

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

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

Розгортка електронного пучка для електронно-променевого зварювання і термообробки повинна забезпечувати температурно-часові параметри структурно-фазових перетворень у зоні обробки металу: ступінь нагрівання, характер розподілу теплоти, швидкість нагріву й охолодження. Регулювання термічних циклів можливе за допомогою управління тепловою потужністю електронного пучка, його фокусуванням і просторово-часовим положенням. Розроблено багатопотужну комп'ютерну програму проектування розгорток, яка дозволяє реалізувати розгортки з довільним (заданим технологом) результуючим розподілом щільності потужності електронного пучка по точках його зупинок в зоні дії на метал для зварювання та термообробки виробу. У результаті розраховуються синхронізовані з розгорткою зміни струмів відхиляючих котушок і фокусної лінзи. Бібліогр. 10, рис. 8.

Ключові слова: електронно-променеві технології, щільність потужності пучка, розгортка електронного пучка, термообробка, графічне комп'ютерне проектування розгортки.

Теплові електронно-променеві технології (ЕПТ) стають усе більш вживаними, особливо тому, що вони екологічно чисті та енергозберігаючі з одного боку і високоточні, відмінно контрольовані та високопродуктивні з іншого боку. Використовуючи тривимірні поля перенесення енергії, можна враховувати умови взаємодії між електронним пучком і поверхнею металу, особливості його теплопровідності, геометрію деталі та умови теплових збурень в зварювальній ванні.

Використання осциляції (періодичні коливання) променя за допомогою спеціальних аналогових генераторів струму різної форми почали вивчати на початку 1970-х років [1]. Висока продуктивність досягається завдяки новим технологічним рішенням, таким, як одночасна взаємодія електронного пучка в декількох зонах обробки (точках) або одночасне проведення декількох процесів. Розвиток техніки двовимірного високочастотного відхилення променя став початком нової області теплових електронно-променевих технологій. З появою техніки високошвидкісної цифрової осциляції (розгортка електронного пучка) [2] стало можливим легко реалізувати розгортку з практично будь-якою траєкторією руху пучка на площині. У 2000 р. був створений високочастотний метод відхилення променя з новими можливостями для ЕПТ і теплових збурень, специфічних для конкретної моделі [3]. З'явилася можливість «розщеплювати» і фокусувати пучок відповідно до конфігурації виробу.

Розвиток нових систем управління електронним пучком і програмування режимів зварювання значно розширило можливості вдосконалення

технологічних прийомів для ЕПТ. Це забезпечило майже необмежену різноманітність режимів дії променя на поверхню оброблюваної деталі (зварювання з цифровою осциляцією, багатопробене і багатофокусне зварювання, комбіновані способи зварювання та різні види теплової обробки металів) [4, 5].

Методики проектування розгорток для отримання заданої форми зони проплавлення сплавів при електронно-променевому зварюванні (ЕПЗ) та для ЕПЗ різноманітних сплавів вже розроблені та опубліковані у роботах [6-8]. А ось методика прогнозування нагрівання зони впливу електронного пучка на метал при термообробці зараз не розроблена.

Мета роботи – прогнозування нагріву зони впливу електронного пучка на метал при термообробці шляхом моделювання його розгортки.

Розрахунок електронно-променевого джерела тепла для зварювання. При зварюванні деяких сплавів для покращення структури та властивостей зварних з'єднань потрібні термічні цикли, що відрізняються від створюваних звичайними зварювальними джерелами тепла. Висока керованість електронного пучка дозволяє забезпечити за його допомогою регулювання термічних циклів. Завдяки цьому з'являється можливість використовувати один і той же електронний пучок для одночасного зварювання та термообробки шляхом періодичного електромагнітного відхилення вздовж шва. Якщо частота відхилень досить велика, то термічний вплив такого пучка еквівалентний впливу смугового джерела зі складною зміною питомої потужності вздовж шва. Еквівалентний розподіл питомої потужності, а, отже, і температурне поле, що формується, визнача-

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, 2022

ються законом переміщення електронного пучка по поверхні виробу.

Встановлення експериментальним шляхом розподілу питомої потужності джерела тепла вздовж шва, яке необхідне для визначення заданого розподілу температури, є досить складним завданням. Тому є цікавою відповідна попередня розрахункова оцінка. Отримані дані можуть бути вихідними при подальшому їх експериментальному уточненні. Це скорочує кількість трудомістких та коштовних експериментів.

При термообробці розплавлення металу не відбувається. Отже, електронний пучок є поверхневим джерелом тепла. Тому регулювання термічного циклу зварного шва є найефективнішим при ЕПЗ тонких пластин, у яких температура по товщині листа змінюється незначно.

Квазівстановлена температура в пластині по осі шва від дії нормально-кругового джерела тепла, що рухається, в рухомій системі координат описується рівнянням [9]:

$$T(x) = \frac{q}{2\pi\lambda\delta} \exp(-X) \int_{\tau_0}^{\infty} \frac{\exp(-\frac{X^2}{4\tau} - \tau)}{\tau} d\tau, \quad (1)$$

де $T(x)$ – температура по осі шва (К); $X = \frac{v_{зв}}{2a}$, x – координата вздовж зварного шва (мм); $v_{зв}$ – швидкість зварювання (мм/с); a – коефіцієнт температуропровідності матеріалу (мм²/с); q – ефективна теплова потужність електронного пучка (Вт/мм²·с); λ – коефіцієнт теплопровідності ма-

теріалу (Вт/мм·К); δ – товщина пластини (мм); r_e – радіус електронного пучка (мм); $\tau_0 = \frac{v_{зв}^2 r_e^2}{8a^2}$; t – час (с); $\tau = \frac{v_{зв}^2 t}{4a}$.

На рис. 1–4 наведено розподіл температури вздовж осі зварного шва, розрахований за формулою (1), де $D_{фп}$ – фокальний діаметр пучка (мм), $T_{то}$ – задана температура термообробки шва (К). Для отримання таких температурних полів необхідно мати розподілене вздовж осі x смугове джерело тепла q_n зі змінною вздовж x питомою потужністю $q_{2n}(x)$.

Задача визначення $q_{2n}(x)$ найпростіше вирішується чисельно, для чого безперервне нормально-смугове джерело q_n замінюється еквівалентною йому за тепловим впливом композицією нормально-кругових джерел, розташованих один від одного на відстані L (мм). Розглянемо, як залежить нерівномірність результуючої питомої потужності композиції нормально-кругових джерел нагрівання від кроку L . Результуюча питома потужність у кожній точці по осі шва, обумовлена композицією однакових нормально-кругових джерел тепла, визначається за формулою:

$$q_{2n}(x) = \sum_{j=-\infty}^{\infty} q_{2m} \exp\left(-\frac{(Lj-x)^2}{2r_e^2}\right),$$

де q_{2m} – максимальна питома потужність нормально-кругового джерела тепла (Вт/мм²·с).

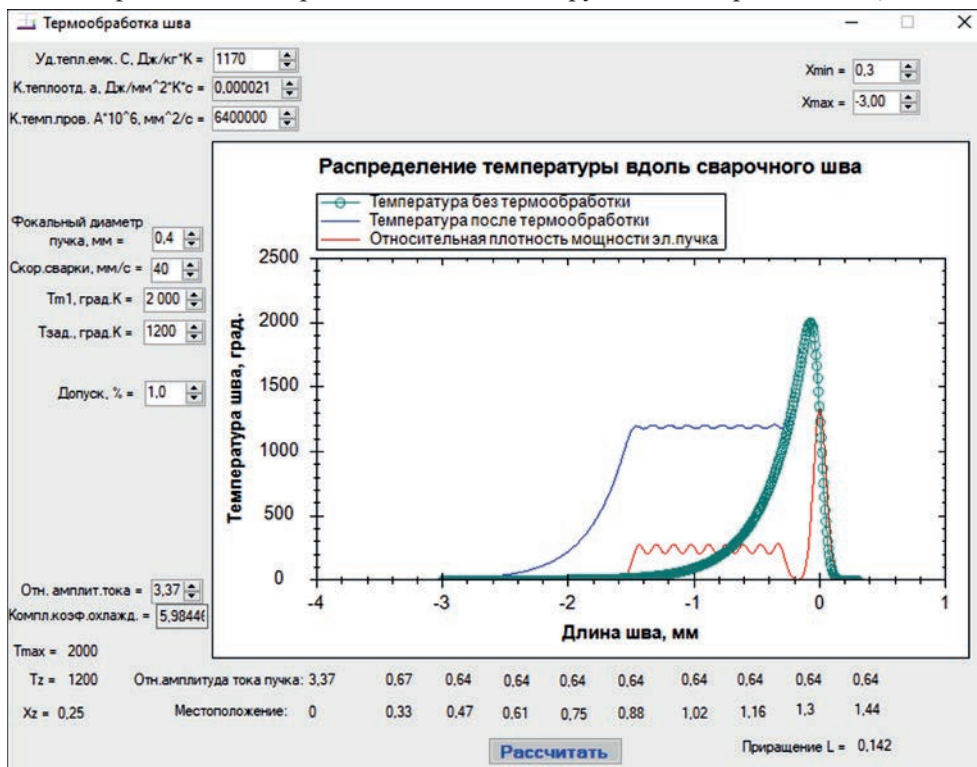


Рис. 1. Квазівстановлений розподіл температури в зварювальному шві з термообробкою шва: $T_{то} = 1200$ К; $D_{фп} = 0,4$ мм; $V_{зв} = 40$ мм/с

Завдяки тепловій інерції металу, що зварюється, пульсації температури будуть завжди менші за просторову нерівномірність джерела тепла $q_m(x)$. Розподіл температури вздовж осі зварного шва, що створюється композицією нормально-кругових джерел тепла, можна подати у вигляді:

$$T_n(x) = \sum_{j=-\infty}^{\infty} T_j(x)q_j,$$

де q_j – потужність нормально-кругового джерела тепла з центром в точці з координатою $x_j=Lj$; $T_j(x)$

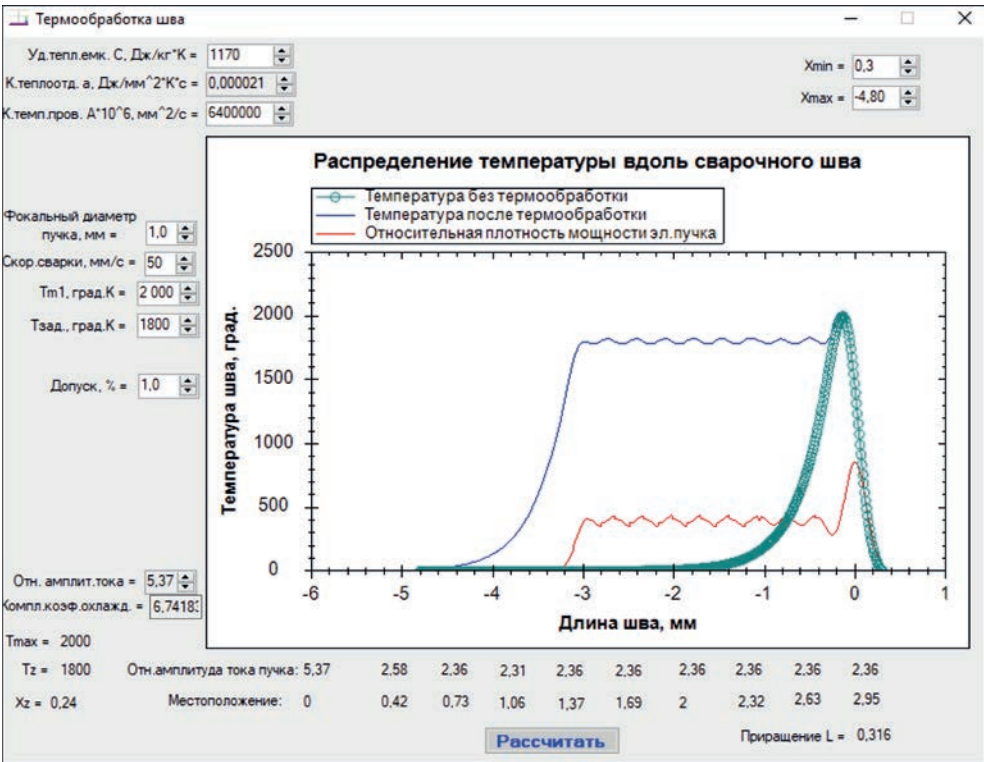


Рис. 2. Квazивстановлений розподіл температури в зварювальному шві з термообробкою шва. $T_{TO} = 1800$ К; $D_{\text{ФП}} = 1$ мм; $V = 50$ мм/с

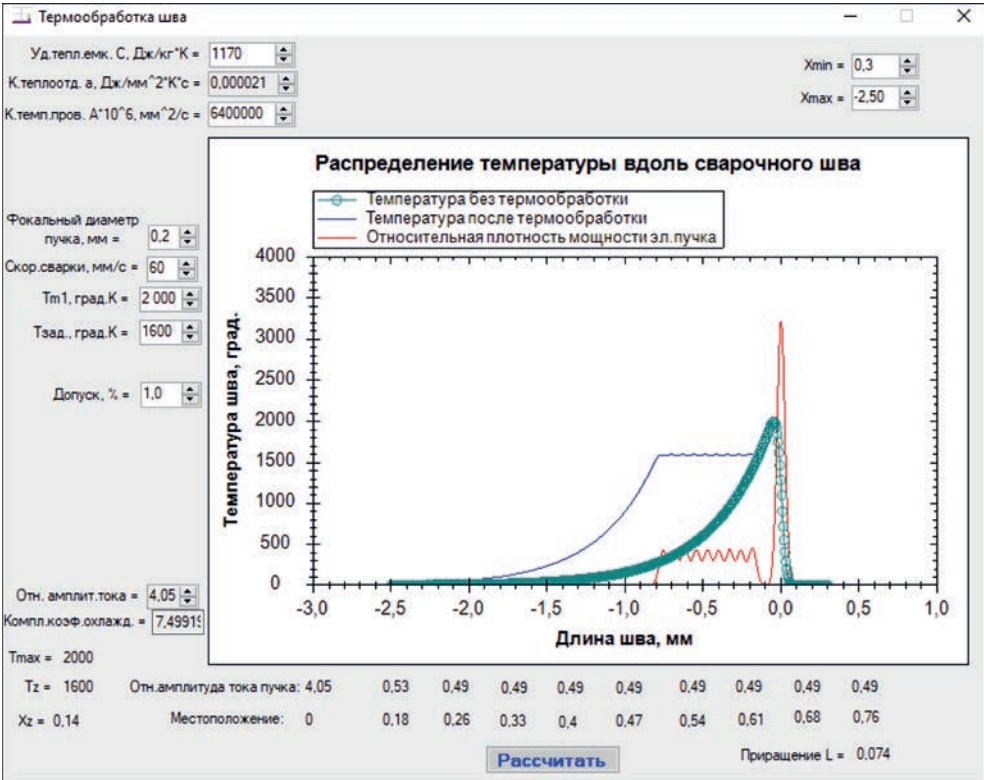


Рис. 3. Квazивстановлений розподіл температури в зварювальному шві з термообробкою шва: $T_{TO} = 1600$ К; $D_{\text{ФП}} = 0,2$ мм; $V = 60$ мм/с

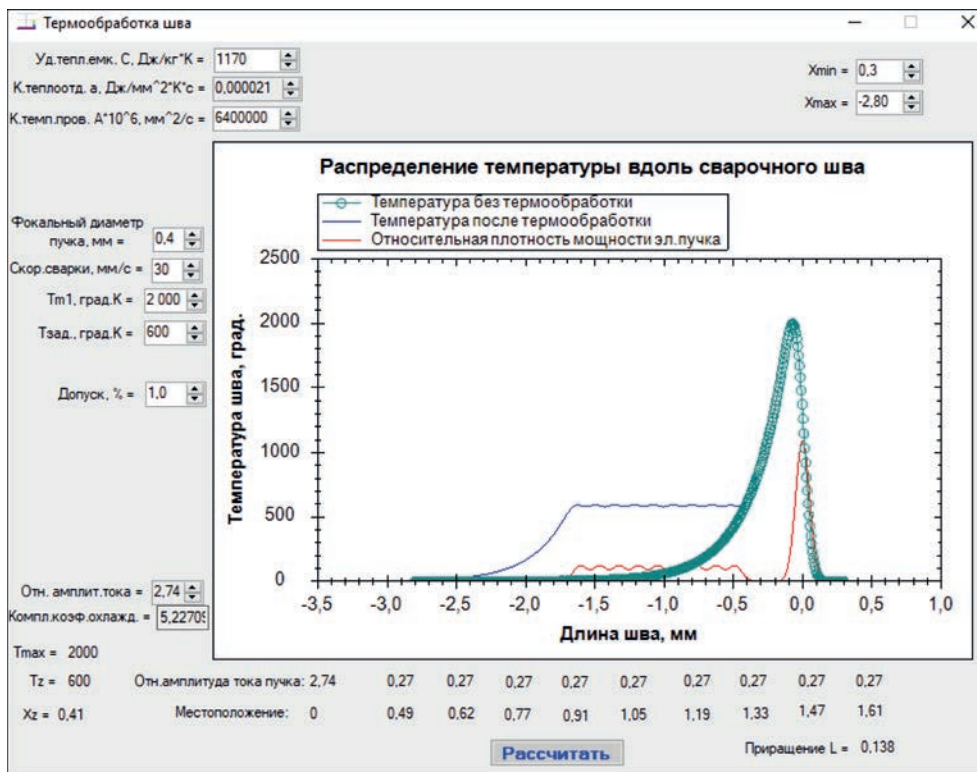


Рис. 4. Квазівстановлений розподіл температури в зварювальному шві з термообробкою шва. $T_{\text{То}} = 600 \text{ K}$; $D_{\text{ФП}} = 0,4 \text{ мм}$; $V_{\text{зв}} = 30 \text{ мм/с}$

– температура в точці з координатою x від дії джерела одиничної потужності, розташованої в точці з координатою x_j . Значення $T_j(x)$ розраховується за формулою (1).

Дискретна апроксимація смугового джерела тепла не тільки полегшує математичний розрахунок. У сучасних електронно-променевих установках використовується програмне управління відхиленням електронного пучка. Пучок переміщується поверхнею стрибками, залишаючись нерухомим деякий час у дискретних точках шва. Якщо період розгортки пучка досить малий, він як би розпадається на ряд еквівалентних дискретних джерел тепла, розташованих один від одного на певній відстані. Для цього випадку справедливі усі наведені вище рівняння [10].

Призначення системи відхилення. Система відхилення є одним з основних елементів управління електронним пучком гармати ПЛ-104, яка входить до комплексу електронно-променевого обладнання, призначеного для виконання у безперервному та імпульсному режимах наступних технологічних робіт:

- зварювання металевих елементів конструкцій;
- різання металевих елементів конструкцій;
- локальний нагрів елементів конструкцій;
- нанесення покриттів на поверхні елементів конструкцій.

Електронно-променева гармата ПЛ-104 закріплюється в маніпуляторі, який монтується у вакуумній камері електронно-променевої установки.

Основні матеріали для виконання технологічних робіт. Для виконання технологічних робіт планується використання зразків з наступних матеріалів:

- титанові сплави ВТ1-0, ВТ1-00, ПТ-3В завтовшки 0,8...3,0 мм;
- нержавіючі сталі типу Х18-Н8 завтовшки 0,8...4,0 мм;
- інтерметалідні сплави на основі алюмінію та титану завтовшки 1...4 мм.

Технічні вимоги до формованих розгортки і до системи управління електронним пучком:

- кількість дискретних зупинок пучка може бути не більше 64;
- частота сканування передбачається 1...1000 Гц;
- сумарні амплітуди розгортки («+» і «-») по осях X і Y на оброблюваній поверхні при зварюванні або різанні можуть встановлюватись в межах 0,5...8,0 мм, а при підігріві елементів конструкції або тиглів з випаровуваним матеріалом – 1...15 мм;
- задані траєкторії розгортки, їх амплітуда та частота сканування повинні відображатись на дисплеї, бути стабільними та не змінюватись в процесі виконання технологічної операції та після неї зберігати відтворюваність встановлених параметрів;
- встановлена траєкторія та її параметри повинні вводиться в пам'ять системи з метою її подальшої швидкої відтворюваності;
- робоча відстань від торця гармати до оброблюваної поверхні може змінюватись в межах 70...120 мм.

На рис. 5 наведено приклад проекту розгортки з супутніми попередньою та подальшою термічною обробкою шва при заданому незмінному значенні фокусу пучка.

У системі комп'ютерного графічного проектування розгорток [7] можна намалювати (апроксимувати) розгортку з використанням 64 точок (із можливістю розширення до 256), що дозволяє блоку розгорток реалізувати частоту 390 Гц та при 256 точках – частоту 100 Гц. Частоту 1000 Гц можна досягти при 25 точках апроксимації траєкторії розгортки. Дані розрахунки наведені для варіанту програмування розгорток, подібних до фігур Ліссажу, які використовуються в основному в аналогових пристроях формування розгорток. На рис. 6 показаний проект подібної розгортки. Розгортку побудовано на 34 точках зупинок розгортки для частоти 735 Гц.

На рис. 5 в проекті розгортки реалізовано 34 точки зупинок розгортки, яка працює на частоті

37 Гц. Мале значення частоти розгортки пов'язане з необхідністю точного завдання часу знаходження пучка у кожній точці зупинки розгортки. Збільшити частоту можна, зменшивши при можливості вимоги до точності завдання часу знаходження пучка в кожній точці зупинки розгортки.

Вимога підвищеної точності завдання часу знаходження пучка в кожній точці зупинки розгортки особливо необхідно враховувати при проектуванні попередньої термообробки зони термічного впливу та подальшого підігріву зварювального шва для створення технологічно заданих умов за температурою та часом впливу тепла, що вводиться. Це, у свою чергу, визначає невелику частоту розгортки електронного пучка, що веде до зменшення відносної швидкості переміщення зони нагріву в процесі зварювання. На рис. 7 показаний проект розгортки з попереднім та наступним підігрівом з різними тепловими впливами відносно амплітуди впливу зва-

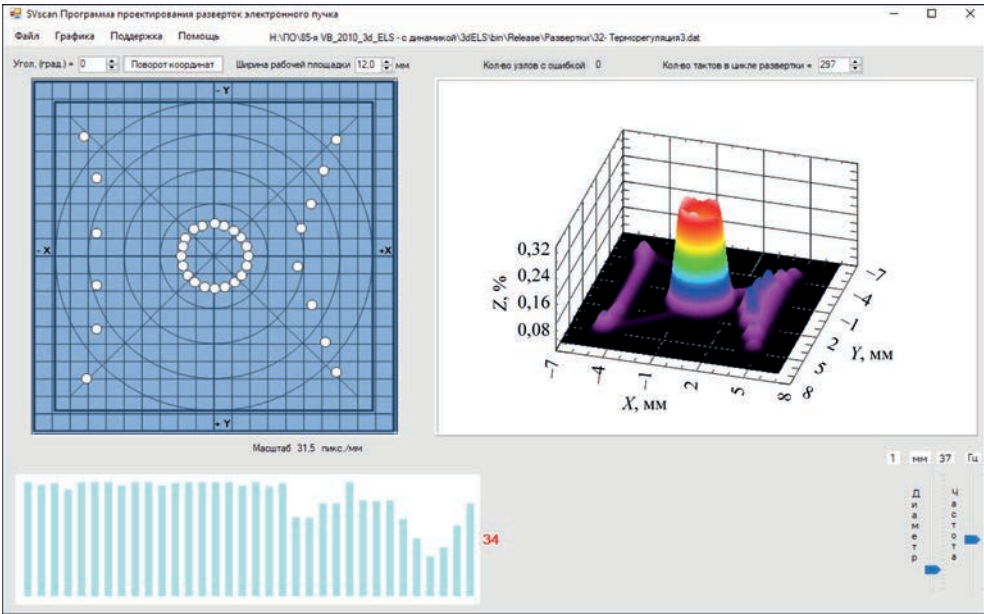


Рис. 5. Проект розгортки з супутніми попередньою та подальшою термічною обробкою шва

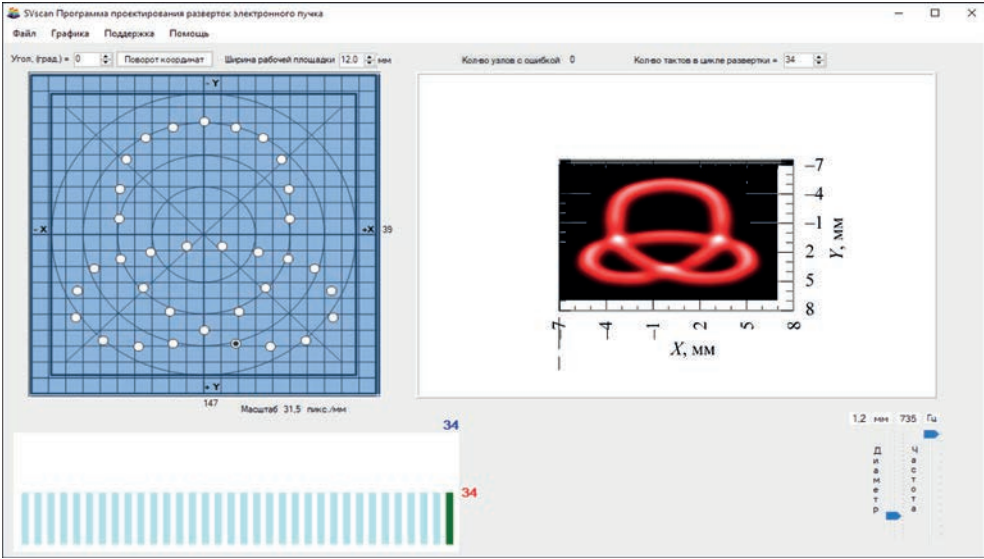


Рис. 6. Проект розгортки фігури Ліссажу

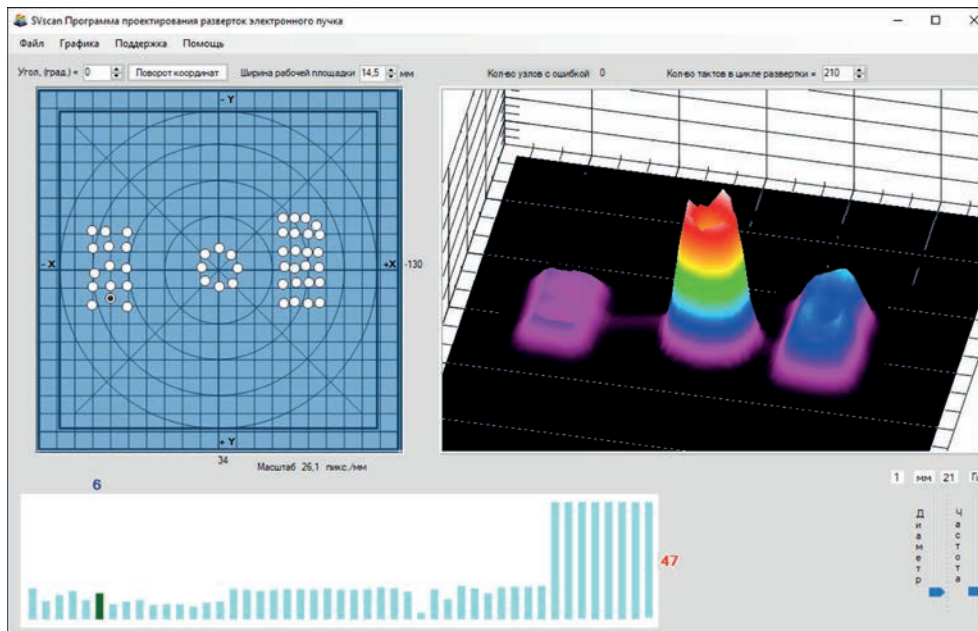


Рис. 7. Проект розгортки з попереднім та наступним підігрівом з різними тепловими впливами

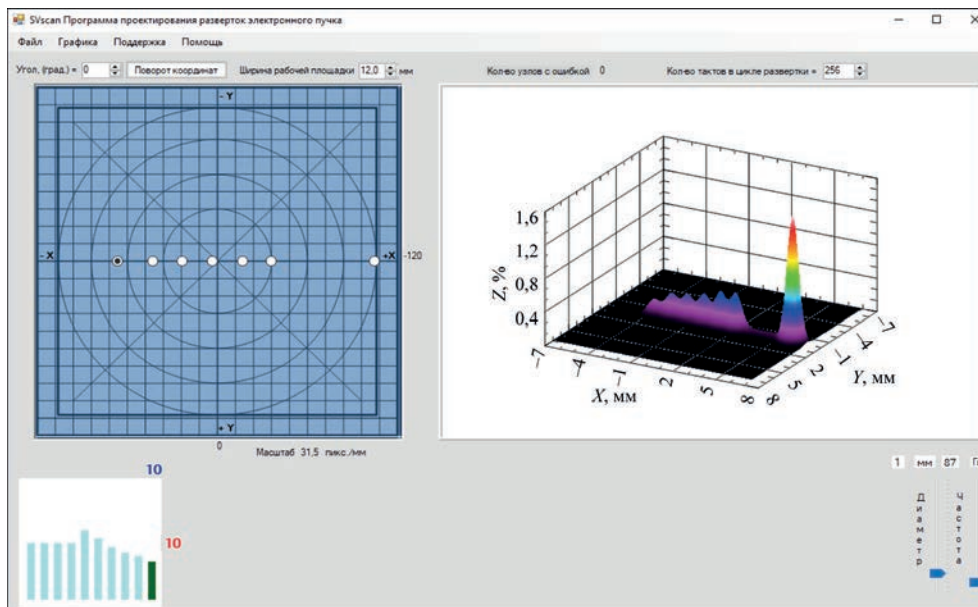


Рис. 8. Проект розгортки для зварювання з подальшою термообробкою шва

ривальної зони розгортки. В проекті використано 47 точок зупинки розгортки з частотою розгортки 21 Гц. При цьому діаметр зварювальної кругової розгортки складає 5...6 мм, а діаметр фокусної плями електронного пучка 1 мм. Відносна швидкість переміщення зони нагріву складе ~ 10 мм/с.

На рис. 8 наведено варіант проекту розгортки з подальшою термообробкою зварного шва.

Висновки

Розроблений алгоритм розрахунку розподілу потужностей композиції дискретних джерел тепла дозволяє синтезувати керуючі дії системи управління електронним пучком для створення будь-якого заданого температурного поля при ЕПЗ з одночасною термообробкою.

Розроблено багатоцільову комп'ютерну технологію проектування розгортки, яка дозволяє реалізувати розгортки з довільним (заданим технологом) результуючим розподілом щільності потужності електронного пучка по точкам його зупинок в зоні впливу на метал для різних задач обробки виробу. При цьому на екрані монітора відображається модельований результуючий розподіл відносної щільності потужності пучка. При проектуванні розгортки задаються її розміри, частота, траєкторія руху пучка, кількість точок зупинки розгортки, миттєва потужність і фокусна відстань електронного пучка в кожній точці зупинки розгортки. У результаті розраховуються синхронізовані з розгорткою зміни струмів відхиляючих котушок і фокусувальної лінзи.

Поєднання зварювального процесу, поперечної та подальшої термообробки призводить до збільшення часу циклу роботи розгортки та зменшення частоти осциляції електронного пучка, що необхідно враховувати при проектуванні розгортки.

Список літератури

1. Назаренко О.К., Кайдалов А.А., Ковбасенко С.Н. и др. (Под ред. Б.Е. Патона) (1987) *Электронно-лучевая сварка*. Киев, Наук. думка.
2. Ланкин Ю.Н., Байштрук Е.Н. (1988) Генераторы разверток электронного пучка для сварки и термообработки. *Автоматическое управление процессами сварки и нанесения покрытий*. Сб. науч. тр., Киев, ИЭС им. Е. О. Патона, 106–110.
3. Zenker, R. (2002) Electron beam surface treatment and multipool welding – state of the art. In: *EBEAM 2002, International Conference on High-Power Electron Beam Technology*: 27.-29.10.2002, Hilton Head Island, 12-1–12-5.
4. Ланкин Ю.Н., Мищенко В.П. (1977) Генератор напряжения произвольной формы для развертки электронных пучков. *Информационное письмо №15(1052)*, Киев, Институт электросварки им. Е.О. Патона.
5. Ольшанская Т.В., Саломатова Е.С. (2016) Обзор современных способов управления электронным лучом при электронно-лучевой сварке. *ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение*, 18, 4, 169–187.
6. Ланкин Ю.Н., Бондарев А.А., Довгодько Е.И., Дьяченко В.А. (2009) Система управления разверткой пучка при электронно-лучевой сварке. *Автоматическая сварка*, 9, 16–20.
7. Ланкин Ю.Н., Соловьев В.Г., Семикин В.Ф. и др. (2017) Компьютерная система графического проектирования разверток и моделирование результирующего распределения плотности тока электронного луча. *Лучевые технологии в сварке и обработке материалов, Сб. трудов восьмой международной конференции 11-15 сентября 2017 г., 2. Одесса, Украина*.
8. Скрыбинський В.В., Нестеренков В.М., Русинік М.О. (2020) Електронно-променеє зварювання з програмуванням розподілу густини потужності променя. *Автоматичне зварювання*, 1, 51-56. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.01.07>

9. Рыкалин Н. Н. (1951) *Расчеты тепловых процессов при сварке*. Москва, Машгиз.
10. Ланкин Ю.Н. (1999) Расчет электронно-лучевого источника тепла для сварки с термообработкой. *Автоматическая сварка*, 11–12, 476–477.

References

1. 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].
2. Lankin, Yu.N., Bajshtruk, E.N. (1988) Generators of electron beam scanning for welding and heat treatment. In: *Automatic control of processes of welding and coating deposition*. Kyiv, PWI, 106-110 [in Russian].
3. Zenker, R. (2002) Electron beam surface treatment and multipool welding – state of the art. In: *Proc. of Int. Conf. on High-Power Electron Beam Technology - EBEAM 2002 (27-29.10.2002, Hilton Head Island)*, 12-1–12-5.
4. Lankin, Yu.N., Mishchenko, V.P. (1977) Arbitrary-shape voltage generator for electron beam scanning. *Information letter No. 15*. Kyiv, PWI [in Russian].
5. Olshanskaya, T.V., Salomatova, E.S. (2016) Review of modern methods of beam control in electron beam welding. *Vestnik PNPU, Mashinostroenie, Materialovedenie*, 18(4), 169–187 [in Russian].
6. Lankin, Yu.N., Bondarev, A.A., Dovgodko, E.I., Dyachenko, V.A. (2009) Control system for beam scanning in electron beam welding. *The Paton Welding J.*, 9, 13-16.
7. Lankin, Yu.N., Soloviov, V.G., Semikin, V.F. et al. (2017) Computer system of graphic design of scanings and modeling of resultant distribution of electron beam current density. In: *Proc. of 8th Int. Conf. on Beam Welding Technologies and Processing of Materials (Odessa, Ukraine, 11-15 September 2017)*.
8. Skryabinskyi, V.V., Nesterenkov, V.M., Rusynyk, M.O. (2020) Electron beam welding with programming of beam power density distribution. *The Paton Welding J.*, 1, 49-53. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.01.07>
9. Rykalin, N.N. (1951) *Calculations of thermal processes in welding*. Moscow, Mashgiz [in Russian].
10. Lankin, Yu.N. (1999) *Calculation of electron beam heat source for welding with heat treatment*.

PROGRAMMING ELECTRON BEAM SCAN PATTERN FOR WELDING WITH HEAT TREATMENT

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: office@paton.kiev.ua

Electron beam scan pattern for electron beam welding and heat treatment should ensure the temperature-time parameters of structural-phase transformations in the metal processing zone: degree of heating, nature of heat distribution, cooling and heating rate. Thermal cycles can be regulated by controlling the thermal power of the electron beam, its focusing and space-time position. A multi-purpose computer program was developed for scan pattern design, which allows realization of the scan pattern with an arbitrary (set by the technologist) resulting distribution of electron beam power density by the points of its dwelling in the zone of impact on the metal for welding and heat treatment of the product. As a result, variations of currents of the deflecting coils and focal lens synchronized with the scan pattern, are calculated. 10 Ref., 8 Fig.

Keywords: electron beam technologies, beam power density, electron beam scan pattern, heat treatment, graphic computer design of the scan.

Надійшла до редакції 31.03.2022

XXII Міжнародна науково-технічна конференція (в on line форматі)
ІНЖЕНЕРІЯ ПОВЕРХНІ ТА РЕНОВАЦІЯ ВИРОБІВ
з практичним семінаром

«Зварювання, наплавлення та інші реноваційні технології на підприємствах гірничо-металургійної, машинобудівної промисловості і на транспорті»

15–16 червня 2022 р., м. Київ

Контакти: тел./факс: +38-044-430-85-00, atmu@ism.kiev.ua

АНАЛІЗ СУЧАСНОГО ДОСВІДУ РОЗРОБОК УЩІЛЬНЮЮЧИХ ПОКРИТТІВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ (Огляд)

Ю.С. Борисов, Н.В. Вігілянська, О.М. Бурлаченко, Л.П. Олевська, В.М. Лопата

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

У роботі проведено аналіз досвіду розробки ущільнюючих газотермічних покриттів для деталей газотурбінних двигунів. Встановлено, що завдання розробки складів та технологій газотермічного нанесення ущільнюючих покриттів, призначених для забезпечення оптимального радіального зазору між елементами статора та ротора для скорочення витрати технологічного палива та підвищення коефіцієнту корисної дії двигунів, є актуальними. Наведено принципи оптимізації складу матеріалу ущільнюючого покриття, які полягають головним чином у поєднанні легкості врізання в нього лопатки з опором ерозійному зношенню, що забезпечує ефективність роботи покриття з його довговічністю. Визначено температурні режими роботи ущільнюючих покриттів у різних секціях газотурбінного двигуна. Для нанесення ущільнюючих покриттів газотермічними методами використовують композиційні порошки, склад яких відповідає концепції метал – тверде мастило. В якості металевого компоненту використовуються Ni, AlSi, Ni- і Co-сплави, а в якості твердого мастила використовуються графіт, гексагональний нітрид бору, бетоніт і поліестр. Для високотемпературних секцій турбін використовують комбінацію стабілізованого оксиду цирконію з гексагональним нітридом бору та поліестром. Склад цих комбінацій визначає температурну зону їхнього застосування, пов'язану з умовами роботи компресора або турбіни. Бібліогр. 29, рис. 13.

Ключові слова: ущільнююче покриття, газотермічне напilenня, матриця, тверде мастило, стиранність, ерозійна стійкість, компресор, турбіна

Вступ. Газотурбінні двигуни (ГТД) є основними первинними двигунами потужних компресорних та насосних агрегатів, надійності та ефективності роботи яких приділяється особлива увага. Підвищення ефективності роботи сучасних ГТД є одним із важливих завдань сучасного двигунобудування. При їх виробництві особлива увага завжди приділялася підвищенню коефіцієнта корисної дії (ККД) і, відповідно, зниженню споживання палива. Одними з основних параметрів двигуна, що впливають на його ККД, є радіальні зазори між робочими лопатками турбіни (компресора) і статорними деталями (надроторними вставками) [1]. Згідно з проведеними дослідженнями, збільшення відносного радіального зазору на 1 % призводить до зниження ККД двигуна приблизно на 3 % та перевитрати палива майже на 10 % [2]. Оскільки величина радіального зазору між ротором і статором значно впливає на ККД турбіни, його зниження дозволяє найменш затратним способом вирішити цю проблему.

Це може бути досягнуто шляхом створення мінімального, близького до нуля, радіального зазору між торцями лопаток та корпусом двигуна та збереження його на заданому рівні протягом усього ресурсу роботи двигуна. Однак у процесі експлуатації внаслідок дії температур газового потоку, деформації корпусу та лопаток, коливань ротора

та корпусу при роботі на нерозрахункових режимах, скручування ротора та ін., нерідко виникає контакт торцевої частини лопаток з корпусом двигуна. В результаті чого відбувається значне зношування лопаток, наслідком чого є збільшення радіального зазору проточного тракту в процесі експлуатації двигуна, що веде до зниження ККД, скорочення ресурсу роботи лопаток, а іноді і до поломки деталей, що контактують [3].

Одними із способів вирішення завдань щодо зниження радіального зазору між ротором і статором та підвищення ККД турбіни ГТД є заходи, засновані на модернізації конструкцій турбомашин, робочих лопаток, заздалегідь запланованому створенні початкового радіального зазору, що дозволяє в процесі роботи уникнути торкання торців лопаток і корпусу турбіни, при цьому завдання мінімізації витоків газу вирішується шляхом зменшення залишкового дисбалансу ротора, застосування щіткових ущільнень та компенсаторів. Такі заходи дозволяють підвищити ККД двигунів, але вимагають для реалізації нових конструкторських і технологічних досліджень. Це призводить до зміни конструкції ГТД, підвищення його вартості і не може бути реалізовано на вже спроектованих двигунах, що знаходяться в експлуатації [4].

Найбільш раціональним способом зниження величини радіального зазору є застосування різ-

Борисов Ю.С. – <https://orcid.org/0000-0002-6019-8464>, Вігілянська Н.В. – <https://orcid.org/0000-0001-8576-2095>, Бурлаченко О.М. – <https://orcid.org/0000-0003-2277-4202>, Олевська Л.П. – <https://orcid.org/0000-0002-9043-2397>, Лопата В.М. – <https://orcid.org/0000-0002-1578-1298>

© Ю.С. Борисов, Н.В. Вігілянська, О.М. Бурлаченко, Л.П. Олевська, В.М. Лопата, 2022

ного роду ущільнюючих покриттів, що приробляються, які в процесі експлуатації легко стираються при взаємодії з кінчиками лопаток або гребінцями лабіринтів без їх подальшого руйнування. Ущільнюючі або зношувані покриття застосовуються в ГТД в авіації, енергетиці, газоперекачувальних агрегатах.

Методи газотермічного напилення дозволяють наносити ущільнюючі покриття (замість вставок з ущільнюючих матеріалів) настільки податливі, щоб кромка лопатки або лабіринт легко врізалися в їх шар, проте досить міцні, щоб витримувати тиск газового потоку, у тому числі при підвищених температурах.

Метою даної роботи є аналіз літературних даних щодо умов роботи, вимог до властивостей матеріалів, досвіду розробок складів ущільнюючих газотермічних покриттів на деталях ГТД.

Функціональне призначення ущільнюючих покриттів. Необхідність створення нових ущільнюючих матеріалів для ГТД викликана вимогами щодо зменшення питомої витрати пального. Одне з найважливіших завдань, з вирішенням якого неминуче стикаються розробники перспективних ГТД, – забезпечення мінімально допустимих проміжків між робочими лопатками і корпусами компресора та турбіни з метою зниження витоків робочого газу. Однак зменшення величини радіального зазору пов'язане з підвищеним зносом лопаток по торцях і небезпекою їх поломки внаслідок контакту зі статором.

Для уникнення поломок і зношення лопаток розробляються спеціальні ущільнюючі покриття, що мають цілу низку фізико-механічних і триботехнічних характеристик. Схема застосування ущільнюючого покриття для регулювання зазорів в ГТД наведена на рис. 1 [5].

Ефективність застосування ущільнюючих покриттів характеризується контактною взаємодією ротора та статора ГТД. В ідеальному випадку, коли в результаті взаємодії деталей ротора з покриттям, що стирається, зношується тільки останнє, при зміщенні ротора утворюється зазор з

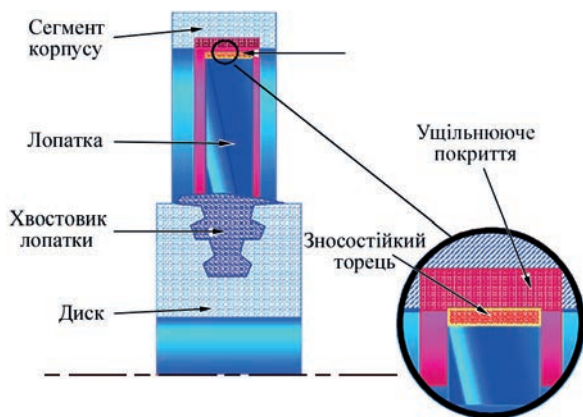


Рис. 1. Схема застосування ущільнюючого покриття ГТД

площею, яка є в 3 рази меншою, ніж у випадку використання зносостійкого покриття. Оскільки витрата газу прямо пропорційна площі витікання, вочевидь, що витік газу у разі застосування ущільнюючих покриттів, що стираються, буде приблизно в 3 рази менше, ніж у разі застосування покриттів, що не стираються (зносостійких) [6].

Вимоги до ущільнюючих покриттів. Виходячи з функціонального призначення ущільнюючих покриттів, що припрацьовуються, здатність до стирання є однією з основних вимог до ущільнюючих матеріалів. Для задоволення цієї вимоги необхідно, щоб міцність ущільнюючого матеріалу була значно нижчою за міцність матеріалу лопаток або гребінців лабіринту. Однак міцність ущільнюючого матеріалу визначає його ерозійну стійкість, яка повинна бути досить високою, щоб гарантувати роботу двигуна протягом заданого ресурсу. Оскільки до міцності ущільнюючого матеріалу пред'являються дві такі суперечливі вимоги, вибір її величини є найбільш відповідальним моментом розробки та застосування покриття.

Вплив міцності ущільнюючого матеріалу на його стираність та ерозійну стійкість показано на рис. 2 [7]. Характер цих залежностей є аналогічним до різних матеріалів, але кількісні співвідношення різні. При побудові цих кривих мається на увазі, що склад матеріалу покриття зберігається, а міцність регулюється зміною структури матеріалу.

Ущільнюючі покриття застосовуються на різних ділянках ГТД, як показано на рис. 3, і головним критерієм для вибору матеріалу покриття є робоча температура ділянки, на яку воно наноситься [8].

Загальними вимогами (в ідеалі), яким повинні відповідати ущільнюючі покриття, що стираються, залежно від умов роботи, є [8, 9]:

- припрацьовуваність елементів, що контактують;
- достатня міцність, але істотно нижча за міцність роторних деталей (лопаток);

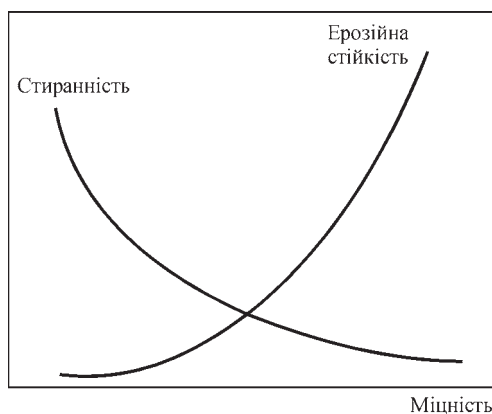


Рис. 2. Вплив міцності ущільнюючого матеріалу на його стираність та ерозійну стійкість

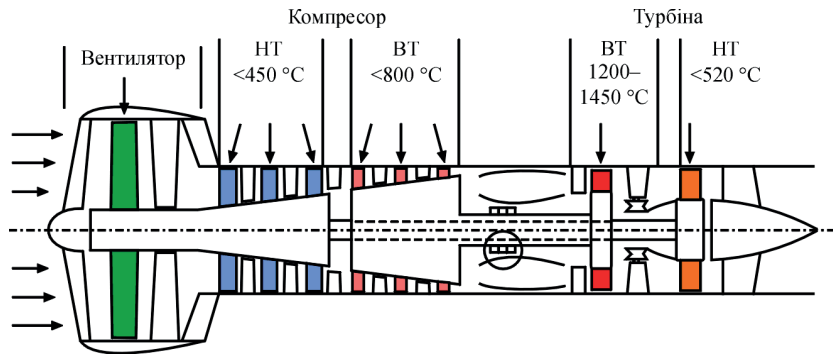


Рис. 3. Модель сучасної турбіни з температурним режимом роботи ущільнюючих покриттів (НТ – низький тиск; ВТ – високий тиск)

- невисокий коефіцієнт тертя, що знижує зношення у процесі контактування;
- забезпечення мінімального зношення деталей ротора компресора (завдяки високій стиранності);
- відсутність перегріву та займання деталей з титанових сплавів внаслідок тертя (врізання) ротора зі статором;
- висока ерозійна стійкість ущільнення в умовах газового потоку з твердими частинками;
- стійкість до циклічних перепадів температури;
- коефіцієнт теплового розширення, що забезпечує надійне з'єднання матеріалу, що стирається (покриття), зі статором;
- стабільність властивостей протягом тривалого часу при робочих температурах;
- хімічна стійкість до солоної води (корозії), палива двигуна, мастила для гідравлічних систем, рідин для промивання двигуна;
- низька енергія врізання або контактного тертя;
- відсутність переходу матеріалу з поверхні ущільнення, що стирається, на торці лопаток і навпаки;
- відсутність витоків газу через відкриту пористість у матеріалі;
- низька вартість та ремонтпридатність.

Оскільки матеріал, що стирається, ріжеться торцями лопатей лопаток, важливо також, щоб продукти зношування, що утворюються, не перевищували певний розмір (0,2...0,3 мм). Більші частинки, потрапляючи в зазори між деталлю, що обертається, і ущільнюючим матеріалом, можуть викликати його додаткове руйнування.

Ефективна робота ущільнюючого покриття забезпечується при співвідношенні зношення покриття до зношення лопатки, що дорівнює 10:1. Але при співвідношенні 5:1 робота ущільнюючого покриття вважається цілком задовільною.

Матеріали та методи нанесення ущільнюючих покриттів. Розробка та вибір ущільнюючого матеріалу полягає в забезпеченні міцнісних характеристик, при яких стирання і ерозійна стійкість матеріалу відповідають вимогам, що висуваються при заданих робочих умовах протягом усього ресурсу. В якості

змцнюючих для деталей ГТД здебільшого застосовуються композиційні покриття, що складаються з матриці та наповнювачів (твердих мастил).

Матриця в покритті забезпечує його міцність та стійкість, не призводячи до надмірного зношення лопаток. В якості матеріалу матриці в ущільнюючих покриттях зазвичай використовують такі матеріали:

- алюмінієво-кремнієві матеріали для низькотемпературних секцій;
- МСrAlY (М = кобальт, нікель чи кобальт/нікель) для середніх температур секцій компресора;
- цирконій, стабілізований ітрієм (високотемпературний керамічний матеріал) для високотемпературних секцій турбін.

Всі вони мають міцність нижче, ніж традиційні матеріали (нержавіюча сталь, титановий, нікелевий сплави та ін.), що використовуються для виготовлення лопаток ГТД (рис. 4 [10]).

Залежно від твердості матеріалу матриці механізм стирання покриттів при врізанні лопаток може бути двох типів: зношення зі зсувом та зношення з викришуванням частинок покриття (рис. 5) [5]. Перший тип зношення характерний для покриттів, де в якості матеріалу матриці ви-

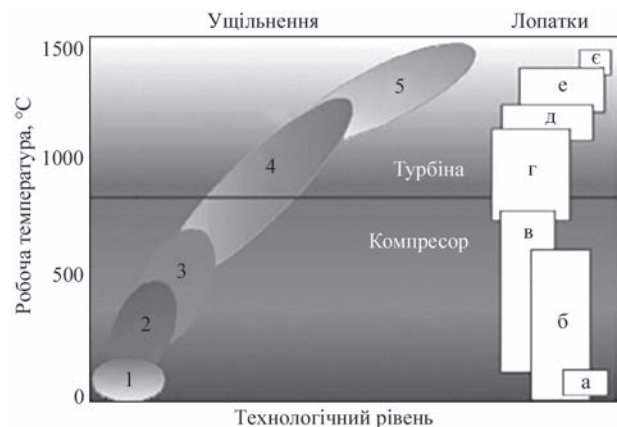


Рис. 4. Типи матеріалів для виготовлення ущільнень та лопаток ГТД в залежності від робочої температури: 1 – полімер; 2 – AlSi-полімер; 3 – металева матриця з твердим мастилом; 4 – МСrAlY-матеріали; 5 – кераміка (а – волокнисті полімерні композити; б – титан; в – нержавіюча сталь; г – суперсплави; д – лопатки, отримані направленою кристалізацією; е – жароміцні сплави)

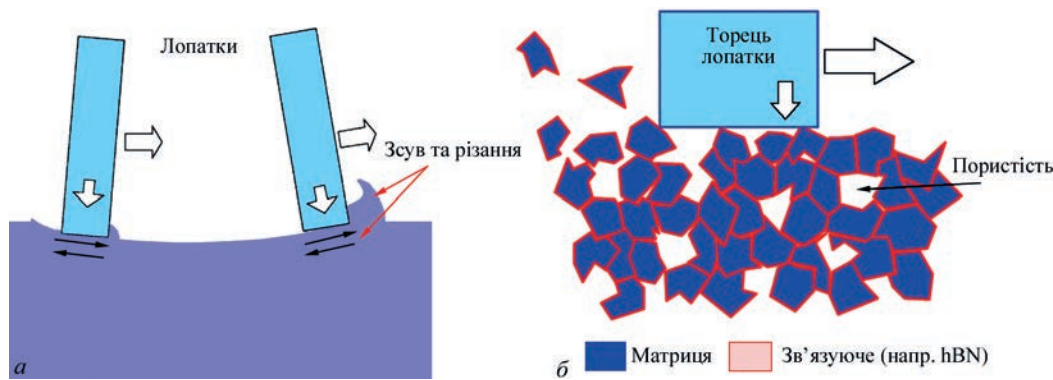


Рис. 5. Схеми механізмів зношення покриттів при контакті з лопатками: а – зношення зі зсувом та різанням; б – зношення з викришуванням

користовуються відносно м'які сплави, що піддаються зсуву, такі, як Al-сплави (рис. 5, а). Другий тип зношення характерний для покриттів, де в якості матриці використовуються більш тверді сплави і для видалення частинок при контакті з лопаткою потрібна наявність у покритті пористості (рис. 5, б).

Тверде мастило або дислокаційна фаза служить в якості джерела зародження і розповсюдження тріщин, забезпечуючи покриттю необхідну крихкість, при цьому гарантуючи, що продукти зношення будуть досить маленького розміру, щоб вони не могли заблокувати канали охолодження або спровокувати подальше зношування деталей [11]. Графіт і гексагональний нітрид бору є матеріалами, які найчастіше використовуються в якості твердого мастила.

Ущільнюючі покриття повинні також мати певний рівень пористості для досягнення бажаного стирання. Контрольований рівень пористості може бути досягнутий додаванням оптимальної кількості поліестру в матеріал, що напильється [12]. При подальшій термообробці поліестр випаровується та у покритті формується бажаний рівень пористості. Термообробку покриття проводять шляхом нагрівання до температури 435...500 °С на повітрі [11, 12]. Кількість і розмір пор визначають стиранність і ерозійну стійкість покриттів. Ерозійна стійкість знижується зі збільшенням пористості, а стиранність підвищується [12]. Пори та порожнечі є зародками мікротріщин між частинками покриття при дотику торця лопатки. Завдяки цим мікротріщинам відбувається чистий зріз покриття з мінімальним перенесенням матеріалу покриття на торець лопатки [11].

У деяких випадках для ущільнюючих покриттів потрібно попереднє напильнення проміжного шару (підшару) на основу для підвищення міцності зчеплення. В якості матеріалу підшару в основному використовують 95%Ni–5%Al [8].

Оскільки діапазони робочих температур і тисків в ГТД дуже великі, в них застосовуються різні матеріали і типи покриттів, що стираються, в за-

лежності від умов роботи частин двигуна, на які вони наносяться. Вибір конкретного типу покриття, що стирається, в першу чергу залежить від робочої температури секції, в якій воно буде застосовуватися. Системи покриттів, що використовуються в залежності від робочої температури, наведені на рис. 6 [5].

Для формування ущільнюючих покриттів на деталях ГТД найбільш перспективними та затребуваними нині є технології газотермічного напильнення [13]. Для цього розробляються склади композиційних порошків та порошкових дрітків. Покриття з композиційних порошків напильнують методами газополуменового та плазмового напильнення. Процес плазмового напильнення є більш високотемпературним процесом, ніж процес газополуменового напильнення, що означає, що матеріали з вищими температурами плавлення можна наносити за допомогою процесу плазмового напильнення. Покриття з порошкових дрітків напильнують методами газополуменового та електродугового напильнення.

Шляхом регулювання режимів газотермічного напильнення можна керувати структурою і, відповідно, властивостями покриттів, що отримуються. Завдяки цьому можна отримати ущільнюючі покриття з наступними типами структур [14]:

дуже пористі, з безліччю нерозплавлених частинок, отримані в результаті дуже ретельного вибору параметрів розпилення для досягнення по-

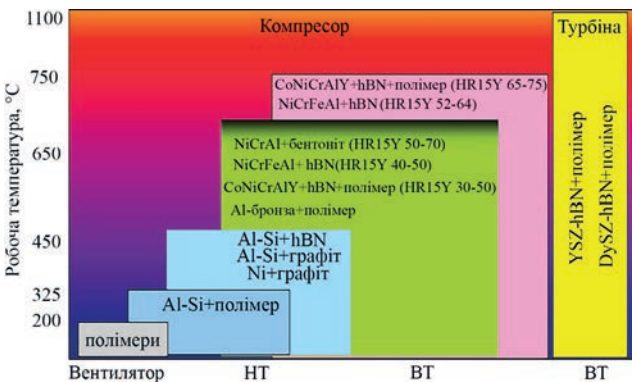


Рис. 6. Системи ущільнюючих покриттів, які застосовуються для деталей ГТД в залежності від робочої температури

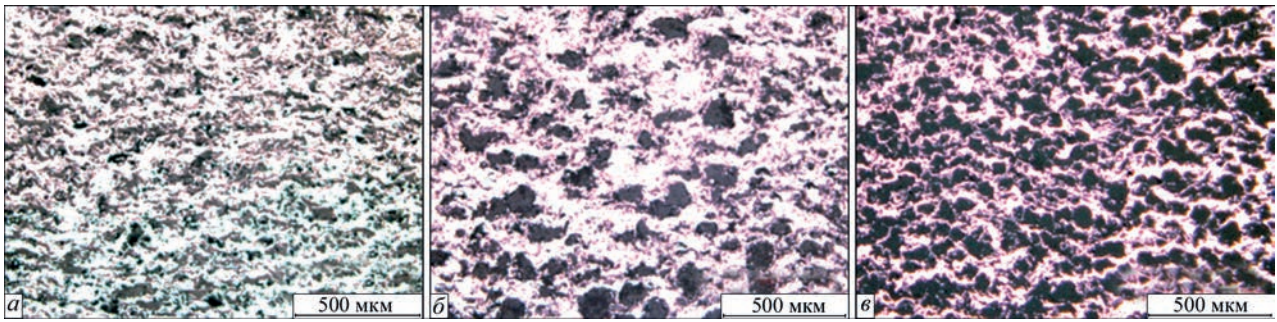


Рис. 7. Мікроструктура покриттів на основі сплаву AlSi з добавками твердого мастила: *а* – графіту; *б* – гексагонального нітриду бору; *в* – поліестра

трібного ступеня стирання. Точне відтворення таких покриттів може бути утрудненим, і вони вимагають суворого контролю;

щільні та однорідні структури покриття з такими добавками, як полімери, графіт, бентоніт і нітрид бору (hBN). Стирання регулюється в основному концентрацією добавок, а не зміною параметрів розпилення, що допомагає отримати більш щільні покриття з необхідними властивостями.

Ущільнюючі покриття для компресорної секції. AlSi-поліестр є типовим ущільнюючим покриттям, яке широко використовується в ГТД через його хорошу стиранність, самозмащуваність та теплопровідність та є найбільш поширеним покриттям, що застосовується в компресорах низького тиску при низькій температурі [15]. Покриття наноситься методом плазмового напылення суміші порошків алюмінієво-кремнієвого сплаву (Al–12Si) та поліестру. Вміст алюмінієво-кремнієвого сплаву, що забезпечує структурну міцність і стійкість до ерозії покриття, становить близько 52 %, а поліестру з самозмащувальними характеристиками становить близько 40 %, решта становить зв'язувальна речовина. В основному ущільнююче покриття AlSi-поліестр використовується для ущільнення корпусу в нижній та середній частинах компресора з температурою до 350 °C (через температурне обмеження полімеру в покритті) [16]. Бажаний рівень пористості покриттів становить 2 % з відповідною поверхневою твердістю за Роквеллом HR15Y 40–50. За даними Sulzer Metco [17] покриття 60Al–12Si – 40 поліестр, нанесені плазмовим методом, мають твердість HR15Y 65...80, пористість – 3...5 %.

В якості наповнювачів використовують також гексагональний нітрид бору та графіт. Покриття Al–8Si–hBN (20 %) + органічна зв'язка (8 %) і Al5Si (Al6Si, Al7Si)-графіт (22, 24, 45 %) + органічна зв'язка (7, 9, 8 %) застосовуються при робочих температурах до 450...480 °C (через температурне обмеження алюмінію в матеріалі). Бажаний рівень пористості становить 15...20 % з відповідною поверхневою твердістю за Роквеллом HR15Y 40...50 (40...70 за даними Sulzer Metco) [15].

Вміст гексагонального нітриду бору в покриттях може становити 40...50 % [9].

В якості матриці замість сплаву AlSi застосовують також сплав Al-бронза [18]. Робоча температура покриття з урахуванням сплаву Al (7,5...8,5 %) – Cu (75...85 %) з добавкою полімеру (5,0...14,5 %) становить до 650 °C. При робочих температурах понад 350 °C необхідно проводити термообробку покриття для видалення поліестру для запобігання неконтрольованому спалаху. Покриття наносяться плазмовим способом. Твердість покриттів складає HR15Y 60...70, пористість – 6...10 %.

Мікроструктура покриттів на основі сплаву AlSi з добавками поліестру, гексагонального нітриду бору та графіту наведено на рис. 7 [5].

При використанні металевих матриць з вищою температурою плавлення та міцністю на зсув, ніж у алюмінію або його сплавів, структура покриття зазвичай є пористою, для забезпечення його стирання. До таких покриттів відносяться покриття системи нікель–графіт, структура яких являє собою нікелеву матрицю, в якій безладно розподілений пластинчастий графіт (рис. 8) [19]. Через вміст графіту нікелево-графітові композитні покриття також мають обмеження за температурою приблизно до 450 °C. Твердість нікель-графітового покриття варіюється в залежності від співвідношення в ньому нікелю та графіту. Вміст графіту в покриттях може змінюватись від 15 до 40 %.

Для вищих робочих температур доцільно використовувати легований Ni у поєднанні з керамічними наповнювачами. Приклад покриття, яке використовується в компресорі при робочих

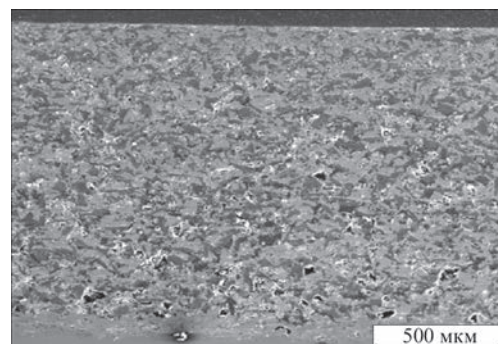


Рис. 8. Мікроструктура покриття Ni-графіт

температурах до 700 °С, наведено на рис. 9 [20]. Структура покриття складається з NiCrAl-матриці, термостабільних керамічних дислокаційних частинок та пористості.

Покриття NiCrAl-бентоніт (Ni-4Cr-4Al – 21 % бентоніт) мають більш високу термостійкість, ніж покриття AlSi-поліестр, AlSi-hBN, AlSi-графіт або Ni-графіт, і успішно використовуються у високотемпературній секції компресорів високого тиску при температурі вище 500 °С [21]. Твердість покриттів HR15Y становить 30...60.

При експлуатації покриттів при більш високих температурах необхідно, щоб покриття мали стійкість до ерозії та високотемпературного окиснення при відповідних температурах експлуатації. В якості металевої матриці у цих випадках використовують матеріали MCrAlY (M = Ni та/або Co).

Оскільки тверде мастило/дислокатор має витримувати високі температури, в якості твердого мастила використовують гексагональний нітрид бору (hBN). Покриття зазвичай одержують методом плазмового напилення. Пористість у покриттях формується за рахунок введення частинок поліестру, що видаляється з покриття шляхом термообробки, внаслідок чого у покритті формується пористість. На рис. 10 показана типова мікроструктура плазмового покриття CoNiCrAlY-hBN-поліестр [12].

Вміст компонентів у покриттях становить Co(29...30 %)-Ni(24...25%)-Cr(16%)-Al(6%)-Y(0,3 %)-hBN(4, 7 %) + поліестр (14...15 %) + органічна зв'язка (3 %).

Настійно рекомендується, щоб ці покриття піддавалися термообробці після напилення для

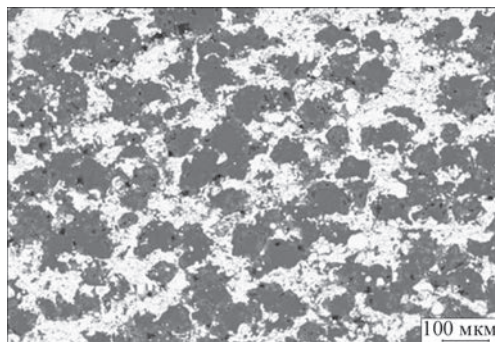


Рис. 10. Мікроструктура плазмового покриття CoNiCrAlY-hBN-поліестр

видалення полімерного компонента та створення пористості в структурі покриття, покращуючи стирання. Зазвичай такі покриття мають пористість від 35 до 60 %, твердість від 65 до 75 при вимірюванні за шкалою Rockwell HR15Y. Покриття рекомендується використовувати при температурі до 850 °С.

Ущільнюючі покриття для турбінної секції.

Як і описані вище покриття на основі CoNiCrAlY сучасні керамічні ущільнюючі покриття складаються з трьох фаз: фаза керамічної матриці, зазвичай оксид цирконію, стабілізований оксидом ітрію або диспрозію, полімер і тверде мастило [5, 20, 22]. Полімер може бути видалений із покриття в процесі термообробки для створення пористості покриття. В якості твердого мастила застосовується гексагональний нітрид бору. Типові теплозахисні покриття мають наступний склад: 94,5 % YSZ (або DySZ) – 4,7 % поліестр – 0,8 % hBN. Для захисту металевої основи від високотемпературної корозії та окислення, а також для зниження різниці коефіцієнтів термічного розширення між основою та керамічним шаром застосовують металевий підшар MCrAlY. Мікроструктура типових ущільнюючих покриттів на основі кераміки з різним рівнем пористості наведена на рис. 11 [5].

На сьогоднішній день на авіадвигунобудівних підприємствах України широко застосовуються покриття на основі нікелю типу KNA-82, що мають задовільні експлуатаційні властивості при температурі 900...950 °С. Подальше підвищення температури газів до 1100...1200 °С може призвести до катастрофічного розвитку газової коро-

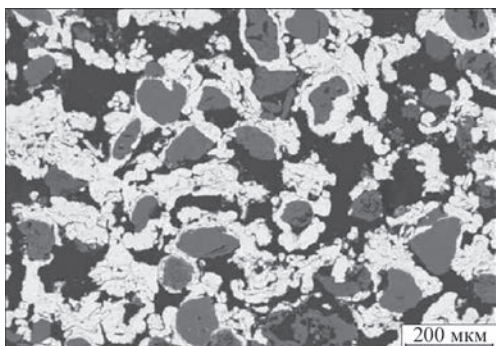


Рис. 9. Мікроструктура покриття NiCrAl-кераміка

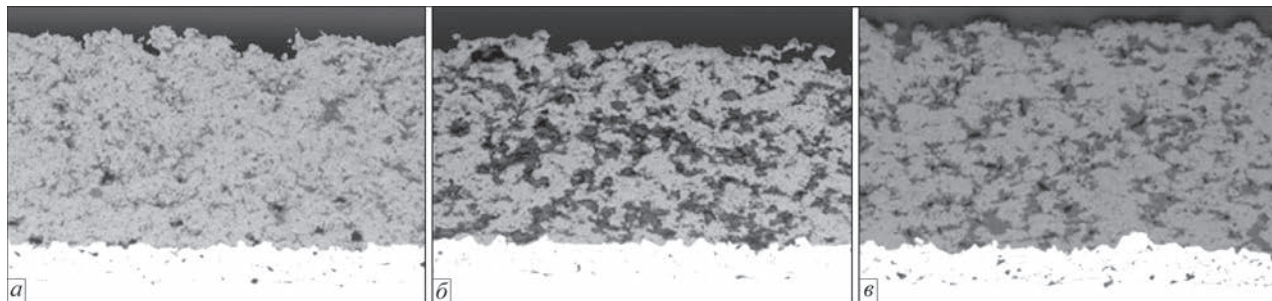


Рис. 11. Мікроструктура (×50) покриттів на основі ZrO₂-Y₂O₃ (а, б) та ZrO₂-Dy₂O₃ (в) з різним рівнем пористості, %: а – 24; б – 43; в – 30

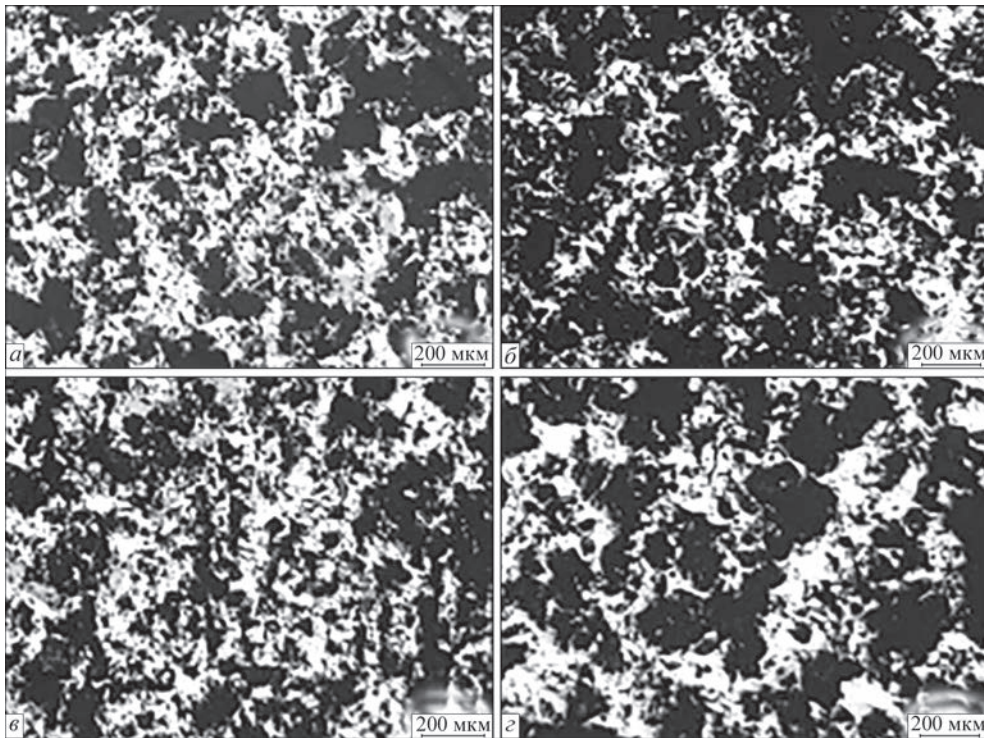


Рис. 12. Мікроструктура ущільнюючих покриттів, отриманих методом газополуменового напилення: *а* – КНА-82+лігатура Ni-Y; *б* – КНА-82+чистий ітрій; *в* – КНА-82+лігатура Co-Ni-Cr-Al-Y; *з* – КНА-82: порошок КНА+BKNA (серійна технологія)

зії та руйнування покриття. У зв'язку з цим, для вирішення задачі підвищення стійкості ущільнювальних покриттів було запропоновано додатково легувати покриття КНА-82 різного роду ітріймісткими лігатурами: з монокомпонентним ітрієм (Y), складом Ni-Y і багатокомпонентним складом Co-Ni-Cr-Al-Y [23–25]. На рис. 12 наведено мікроструктуру розроблених покриттів, нанесених газополуменовим методом [25].

Методи дослідження властивостей ущільнюючих покриттів. Як було зазначено раніше основними властивостями ущільнюючих покриттів є стираність та ерозійна стійкість.

Механізми стирання покриттів дуже складні, тому що при контакті покриття з лопаткою відбувається поєднання різання, нагрівання, пластичної деформації та зношування. Тому змоделювати умови роботи ущільнюючого покриття надзвичайно складно в лабораторних умовах. Існує ряд високоспеціалізованих установок для визначення стираності, що використовуються виробниками двигунів та розробниками покриттів. Зокрема, компанія Sulzer Metco володіє однією з установок для випробувань матеріалів на стирання (рис. 13), що добре зарекомендувала себе і постійно використовується виробниками двигунів і компаніями з виробництва покриттів по всьому світу [9].

Існує також безліч саморобних випробувальних установок для випробувань покриттів на стираність. Однак досі не існує стандартизованого методу випробувань покриттів на стираність,

тому результати, отримані при випробуванні на різних установках, не можна порівнювати.

Випробування на твердість HR15Y є певною мірою альтернативою стендовому випробуванню на стираність [26]. Для визначення твердості високопористих покриттів застосовуваний метод повинен мати ефект усереднення і дозволити вимірювати дуже низьку твердість. Випробування на поверхневу твердість за Роквеллом (HR15Y) підходить для урахування цих двох умов і використовується для вимірювання твердості ущільнюючих покриттів, що стираються.

Ерозійні випробування проводять за стандартною методикою кількісної оцінки стійкості покриттів до ерозії з використанням дробоструменевої установки. Зразок міститься в 100 мм від сопла дробоструменевої установки під кутом 20°; в якості абразиву використовують оксид алюмінію з розміром частинок 50 мкм [9].

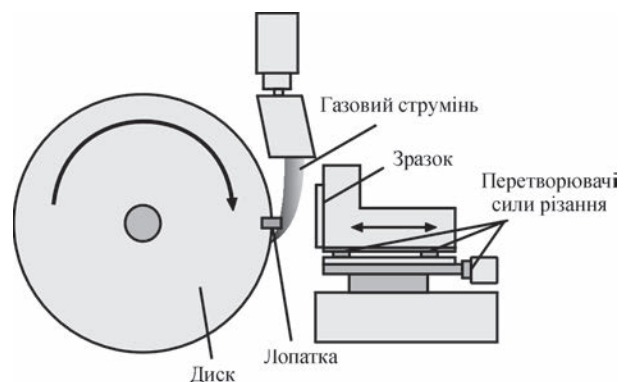


Рис. 13. Схема установки для високотемпературних випробувань ущільнюючих матеріалів та покриттів на стираність

Властивості ущільнюючих покриттів, що стираються, визначаються їх хімічним складом, а також їх мікроструктурою. Два покриття з однаковим хімічним складом, але з мікроструктурою, що сильно розрізняється, не будуть вести себе однаково за однакових умов роботи. Декілька досліджень підкреслюють вплив мікроструктури покриття на ефективні термомеханічні властивості та загальні характеристики [27, 28]. Наприклад, повідомляється, що пори та тріщини знижують теплопровідність покриттів. Визначення об'ємного вмісту різних структурних елементів покриття здійснюється за допомогою методу аналізу зображень.

Міцність зчеплення ущільнюючих покриттів з основою визначають методом відриву (ASTM C633) або згину (ASTM B571).

Крім хорошої стиратності, стійкість до теплового удару та стійкість до термоцикування є ще однією важливою вимогою для ущільнюючих покриттів компресорів та турбін. Для зміцнюючих деталей компресора покриття піддаються випробуванню термоцикування шляхом нагрівання до 470 °C з подальшим охолодженням водою. Термічна стабільність покриття у цих умовах зазвичай визначається зміною міцності зчеплення покриттів із основою. В якості еталону приймають міцність зчеплення напиленого покриття до термоцикування [29].

Для керамічних покриттів проводиться термоцикування в умовах пічного нагріву до 1150 °C з подальшим охолодженням повітрям до 50 °C. Температура випробувань та період витримки покриттів при нагріванні можуть змінюватись в залежності від бажаної умови застосування. Термічна стабільність покриття також може бути визначена відносно зміни міцності зчеплення покриття, але найбільш поширеним підходом є візуальний огляд покриття на наявність розтріскування або відшарування від основи.

Випробування на корозійну стійкість ущільнюючих покриттів проводиться шляхом занурення зразків у насичений сольовий розчин у печі при заданій температурі, яка вище кімнатної і нижче 100 °C. Зразки витримують в умовах протягом кількох годин і потім проводять візуальний огляд на наявність слідів корозії [9]. Внаслідок випробувань у цьому випадку результати є лише якісними, тому важко порівнювати результати різних випробувань.

Висновки

1. На основі проведеного аналізу літературних даних щодо умов роботи ГТД встановлено, що одним із шляхів підвищення коефіцієнту корисної дії двигунів є створення ефективної системи ущільнення проточного тракту компресора та турбіни шляхом газотермічного нанесення ущіль-

нюючих покриттів, що стираються, на поверхню статора.

2. Визначені основні вимоги, що пред'являються до властивостей ущільнюючих покриттів, до яких відносяться схильність до стирання та ерозійна стійкість.

3. Встановлено, що основними матеріалами для нанесення ущільнюючих покриттів на корпус компресорної частини ГТД, де температурний режим не перевищує 500 °C, є матеріали на основі алюмінію; для секцій компресору з робочою температурою до 800 °C – матеріали на основі MCrAlY (M = Co, Ni чи Co/Ni); для високотемпературних секцій турбін – керамічні матеріали на основі оксиду цирконію. В якості дислокаційної фази в газотермічних ущільнюючих покриттях використовують тверді мастила та полімери.

Список літератури/References

1. Коваль В.А., Михайлов В.Е., Романов В.В., Ковалева Е.А. (2013). *Особенности рабочих процессов в газотурбинных и парогазовых энергетических установках и их элементах*. Харьков, Контраст.
2. Koval, V.A., Mikhailov, V.E., Romanov, V.V., Kovalyova, E.A. (2013) *Features of operation processes in gas-turbine and steam-gas power plants and their components*. Kharkov, Kontrast [in Russian].
3. Иноземцев А.А., Бажин С.В., Снитко, М.А. (2012). Вопросы оптимизации радиальных зазоров ТВД авиационного ГТД. *Вестник двигателестроения*, 2, 149–154.
4. Inozemtsev, A.A., Bazhin, S.V., Snitko, M.A. (2012) Problems of optimization of turboprop radial clearances of aircraft gas-turbine engine. *Vestnik Dvigatelistroyeniya*, 2, 149–154.
5. Налимов Ю.С. (2014). Анализ повреждений лопаток газотурбинных двигателей. *Металл и литье Украины*, 12, 17–22.
6. Nalimov, Yu.S. (2014) Analysis of damage of gas-turbine engine blades. *Metall i Litye Ukrainy*, 12, 17–22 [in Russian].
7. Березкин С.В., Грешта В.Л., Леховицер З.В., Ольшанецкий В.Е. (2019). Усовершенствование серийных и перспективных покрытий лабиринтных уплотнений деталей горячего тракта газотурбинного двигателя. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*, 2, 91–94.
8. Berezkin, S.V., Greshta, V.L., Lekhovitsker, Z.V., Olshanetskiy, V.E. (2019) Improvement of batch produced and prospective coatings of labyrinth seals of hot section parts of gas-turbine engine. *Novi Materialy i Tekhnologii v Metalurgii ta Mashynobuduvanni*, 2, 91–94 [in Russian].
9. Wilson, S. (2011) Overview of Sulzer Metco Compressor and Turbine Abradable Technology. *8th International Charles Parsons Turbine Conference, University of Portsmouth, Portsmouth, UK*. URL: <http://www.iom3.org/sites/default/files/iom3-corp/wed%200940%20s%20Wilson.pdf> [дата звернення 10.01.2022]
10. Siddiqui, S.M., Joshi, P., Nayak, N., Vidyasagar, K. (2014) Thermal Spraying, Optimization and Characterization of Abradable Seal Coating for Gas Turbine for Service Temperature up to 750 °C. *Adv. Mat. Lett.*, 5(9), 506–510.
11. Aussavy, D. (2016) *Processing characterization and modeling of thermomechanical properties of three abradable coatings: NiCrAl-bentonite, CoNiCrAlY-BN-polyester, and YSZ-polyester*. Materials. Université de Technologie de Belfort-Montbéliard.
12. Mohammad, F., Kashif, A. (2021) Criteria for Abradable Coatings to Enhance the Performance of Gas Turbine Engines. *J. Mate. Sci. Metall*, 2, 101.
13. Hopkins, N.P. (2007) *Abradable coatings – From black art, to materials science*. Engineering Doctorate, Swansea University.

10. Kutz, M. (2018) *Handbook of Environmental Degradation of Materials*: Third edition. <https://doi.org/10.1016/C2016-0-02081-8>
11. Fois, N., Watson, M., Marshall, M. (2016) The influence of material properties on the wear of abrasible materials. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology*, 231(2), 240–253. doi:10.1177/1350650116649528
12. Irissou, E., Dadouche, A., Lima, R.S. (2013) Tribological Characterization of Plasma-Sprayed CoNiCrAlY-BN Abradable Coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, 23(1-2), 252–261. doi:10.1007/s11666-013-9998-4
13. *Thermally sprayed abrasible coating technology for sealing in gas turbines* [online]. Oerlikon Metco. [Дата звернення 10.01.2022]. Режим доступу: https://www.oerlikon.com/ecomaXL/files/oerlikon_ThermallySprayedAbradableCoatings_2012.10.pdf&download=1
14. *There are a number of different abrasible coating types* [online]. JINHU COLOR POWDER COATING CO.LTD. [Дата звернення 10.01.2022]. Режим доступу: <https://www.chinapowdercoating.com/abrasible-coating/>
15. Rajendran, R. (2012) Gas turbine coatings – An overview. *Engineering Failure Analysis*, 26, 355–369. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2012.07.007>
16. Zhang, N., Shen, J., Xuan, H. et al. (2015) Evaluation of an AlSi-polyester abrasible seal coating performance using high-temperature and high-velocity abrasion tests. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology*, 230(7), 842–851. <https://doi.org/10.1177/1350650115619150>
17. Aluminum-Polyester Powder. *Technical Bulletin #10-141* [online]. Metco601NS. [Дата звернення 10.01.2022]. Режим доступу: <https://www.gordonengland.co.uk/sef/attachment.php?aid=309>
18. *Oerlikon Metco Material Product Data Sheet Aluminium Bronze/Polyester Abradable Powders* [online]. Oerlikon Metco. [Дата звернення 10.01.2022]. Режим доступу: https://www.oerlikon.com/ecoma/files/DSMTS-0012.3_AI_Bronze_Poly.pdf?download=true
19. Gao, S., Xue, W., Duan, D., Li, S. (2016). Tribological behaviors of turbfan seal couples from friction heat perspective under high-speed rubbing condition. *Friction*, 4(2), 176–190. doi:10.1007/s40544-016-0114-x
20. Sporer, D., Wilson, S., Giovannetti, I. et al. (2007) On the potential of metal and ceramic based abrasibles in turbine seal applications. *Proceedings of the Thirty-Sixth Turbomachinery Symposium* [онлайн]. 79–86. [Дата звернення 10.01.2022]. Режим доступу: doi: 10.21423/R1336H
21. Johnston, R.E. (2011) Mechanical characterisation of Al-Si-hBN, NiCrAl-Bentonite, and NiCrAl-Bentonite-hBN free-standing abrasible coatings. *Surface and Coatings Technology*, 205(10), 3268–3273. doi:10.1016/j.surfcoat.2010.11.044
22. Cheng, X., Yueguang Y., Jianming L. et al. (2022) Mesoscale Simulation and Evaluation of the Mechanical Properties of Ceramic Seal Coatings. *Coatings* [онлайн]. 12(4), 438. Дата звернення 10.01.2022]. Режим доступу: <https://doi.org/10.3390/coatings12040438>
23. Сотников Е.Г., Леховицер З.В., Грешта В.Л. и др. (2015) Разработка состава теплозащитного покрытия на детали газотурбинных двигателей, работающих в условиях высоких температур. *Авиационно-космическая техника и технология*, 10(12), 6–10.
24. Сотников, Е.Г., Леховицер, З.В., Грешта, В.Л. et al. (2015) Development of composition of heat-resistant coating on parts of gas-turbine engines operating under high temperatures conditions. *Aviatsionno-Kosmicheskaya Tekhnika i Tekhnologiya*, 10(12), 6–10 [in Russian].
24. Грешта В.Л., Павленко Д.В., Двирный Я.В., Ткач Д.В. (2019) Расчетно-экспериментальная методика определения динамического модуля упругости прирабатываемых уплотнительных покрытий турбин ГТД. *Там же*, 8, 160, 105–113. doi: 10.32620/akt.2019.8.16
25. Грешта, В.Л., Павленко, Д.В., Двирный, Я.В., Ткач, Д.В. (2019) Experiment and calculation procedure for determination of dynamic modulus of elasticity of running-in sealing coatings of GTE turbines. *ibid.*, 8(160), 105–113. doi: 10.32620/akt.2019.8.16
25. Gresha, V., Tkach, D., Sotnikov, E. et al. (2018) Studying and designing improved coatings for labyrinth seals of gas-turbine engine turbines. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 4(12, 94), 56–63. doi: 10.15587/1729-4061.2018.140912
26. Peyraut, F., Seichepine, J.-L., Coddet, C., Hertter, M. (2008) Finite element modeling of abrasible materials – Identification of plastic parameters and issues on minimum hardness against coatings thickness. *International Journal for Simulation and Multidisciplinary Design Optimization*, 2(3), 209–215. <https://doi.org/10.1051/ijsmdo:2008028>
27. Faraoun, H.I., Grosdidier, T., Seichepine, J.-L. et al. (2006) Improvement of thermally sprayed abrasible coating by microstructure control. *Surface and Coatings Technology*, 201(6), 2303–2312. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2006.03.047>
28. Karthikeyan, S., Balasubramanian, V., Rajendran, R. (2014) Developing empirical relationships to estimate porosity and Young's modulus of plasma sprayed YSZ coatings. *Applied Surface Science*, 296, 31–46. <https://doi.org/10.1016/j.apusc.2014.01.021>
29. *Thermally sprayed abrasible coating technology for sealing in gas turbines* [онлайн]. (2012) Oerlikon Metco. [Дата звернення 10.01.2022]. Режим доступу: https://www.oerlikon.com/ecomaXL/files/oerlikon_Thermally-SprayedAbradableCoatings_2012.10.pdf&download=1

ANALYSIS OF MODERN EXPERIENCE IN DEVELOPMENT OF SEALING COATINGS FOR PARTS OF GAS TURBINE ENGINES (Review)

[Yu.S. Borysov], N.V. Vihilianska, O.M. Burlachenko, L.P. Olevska, V.M. Lopata

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

In the work the experience in development of sealing thermal coatings for parts of gas turbine engines was analyzed. It was found that the task of development of compositions and technologies of thermal spraying of sealing coatings intended to provide the optimal radial gap between the elements of the stator and the rotor in order to reduce the consumption of technological fuel and to increase the efficiency coefficient of engines, is relevant. The principles of optimization of the composition of the material of the sealing coating were described. They consist mainly in combination of ease of fitting blades into the coating with resistance to erosion wear, which provides the operation efficiency of the coating with its long life. The temperature modes of operation of sealing coatings in different sections of a gas turbine engine were determined. For spraying of sealing coatings applying thermal methods, composite powders are used, the composition of which corresponds to the concept purpose – solid grease. As a metal component, Ni, AlSi, Ni- and Co-alloys are used and as a solid grease, graphite, hexagonal boron nitride, bentonite and polyester are used. For high-temperature sections of turbines, a combination of a stabilized zirconium oxide with hexagonal boron nitride and polyester are used. The composition of these combinations determines the temperature zone of their use related to the working conditions of the compressor or turbine. 29 Ref., 13 Fig.

Keywords: *sealing coating, thermal spraying, matrix, solid grease, abrasion, erosion resistance, compressor, turbine*

Надійшла до редакції 30.03.2022

ХІМІЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ НАНОКОМПОЗИТІВ НА ОСНОВІ ЕПОКСИДНОЇ СМОЛИ ТА ОКИСНЕНОГО ГРАФЕНУ

А.В. Вашук, С.І. Мотруніч, В.Л. Демченко, М.В. Юрженко

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

У даній роботі розроблено технологію хімічного зварювання полімерних нанокompозитів на основі епоксидних смол та окисненого графену. Зварювання плівкових матеріалів товщиною 0,5 мм внапуск проведено в умовах ізотермічного нагрівання за 150 °C та тиску обмежувальної пластини. Вибір ефективного режиму зварювання проведено на основі зміни часу зварювання. Показано, що міцність зварних з'єднань зростає зі збільшенням часу зварювання від 30 до 60 хв. Хімічну структуру матеріалу зварних з'єднань досліджено Фур'є трансмісійною інфрачервоною спектроскопією. Особливості структурної організації нанокompозитних плівок та їх зварних з'єднань досліджено методом ширококутового розсіювання рентгенівських променів. Бібліогр. 8, табл. 1, рис. 5.

Ключові слова: епоксидні нанокompозити, окиснений графен, вітримери, зварні з'єднання, хімічне зварювання

Вступ. Зменшення металоємкості виробів та підвищення їх ресурсних та експлуатаційних характеристик є важливим і актуальним напрямком розвитку сучасної техніки. Вирішення цієї проблеми тісно пов'язане з використанням нанокompозитних полімерних матеріалів і розвитком нових технологій їх з'єднання, в тому числі за допомогою технологій зварювання. Порівняно з клейовими і механічними кріпленнями, зварювання має ряд переваг, найважливіші з яких варієтність, економія матеріалів, швидкість з'єднання та високі показники міцності та довговічності з'єднань. Важливо зазначити, що у порівнянні з механічними кріпленнями, зварне з'єднання зменшує масу конструкції та не потребує використання додаткових елементів, які призводять до локалізації напружень, зародження в цих місцях тріщин втоми та послідовного руйнування.

Сьогодні все частіше як полімерну матрицю для нанокompозитних матеріалів використовують епоксидні смоли завдяки їх широкому асортименту, хорошій тепло-, зносо- і хімічній стійкості, низькій усадці (менше 2 %). Водночас, низька термостійкість в інтервалі 200...250 °C обмежує їх практичне застосування. Графенові матеріали широко використовуються як ефективні наповнювачі завдяки високій сумісності з полімерами, хімічній стабільності та теплопровідності [1]. Варто відмітити, що теплопровідність графену ($5000 \text{ Вт}\cdot\text{м}^{-1}\cdot\text{К}^{-1}$) вища, ніж у карбонанотривок ($3000\text{...}3500 \text{ Вт}\cdot\text{м}^{-1}\cdot\text{К}^{-1}$) та алмазу ($2000 \text{ Вт}\cdot\text{м}^{-1}\cdot\text{К}^{-1}$), а коефіцієнт теплопровідності графенових мембран еквівалентний відповідному значенню для міді ($600 \text{ Вт}\cdot\text{м}^{-1}\cdot\text{К}^{-1}$) [2]. Таким чином, наповнення епоксидних смол графенами сприяє підвищенню термостійкості та теплопровідності матеріалів на їх основі.

Разом з тим, тверднення епоксидних смол супроводжується необоротною хімічною реакцією, яка призводить до утворення неплавкого та нерозчинного матеріалу сітчастої структури (реактопласту), який не піддається дифузійно-реологічному зварюванню. Традиційний погляд на реактопласти нещодавно був змінений завдяки розробці радикально нового типу сітчастих полімерів – вітримерів [3]. Вітримери – сітчасті полімери, які складаються з тривимірних полімерних структур з динамічними ковалентними зв'язками. На відміну від традиційних реактопластів, у вітримерів з'являється додатковий перехід вітримеризації з температурою вітримеризації (T_v), яка розглядається як температура початку активації реакцій обміну зв'язками. Нижче T_v реакції обміну зв'язками неактивні та матеріали поведуться як типові реактопласти. Зі збільшенням температури вище T_v відбуваються активації зв'язків та поступова зміна топології сітки зі збереженням середнього ступеня зшивання. Поява переходу вітримеризації забезпечує можливість з'єднання вітримерів за допомогою хімічного зварювання. На відміну від дифузійного зварювання, яке обумовлено силами міжмолекулярної взаємодії в зоні з'єднання, хімічне зварювання відбувається за рахунок взаємодії функціональних груп на контактуючих поверхнях з утворенням хімічних зв'язків [4]. Таким чином, зварне з'єднання, одержане хімічним зварюванням, практично не відрізняється від основного матеріалу. Попри високу ефективність хімічного зварювання епоксидних вітримерів [5–7], якість зварного з'єднання нанокompозитів на їх основі визначається як властивостями армуючого і матричного елементів, так і характером їх взаємодії.

В даній роботі запропоновано технологію хімічного зварювання полімерних нанокompозитів

Вашук А.В. – <http://orcid.org/0000-0002-4524-4311>, Мотруніч С.І. – <http://orcid.org/0000-0002-8841-8609>, Демченко В.Л. – <http://orcid.org/0000-0001-9146-8984>, Юрженко М.В. – <http://orcid.org/0000-0002-5535-731X>
© А.В. Вашук, С.І. Мотруніч, В.Л. Демченко, М.В. Юрженко, 2022

на основі епоксидних смол та окисненого графену (ОГ), встановлені механічні властивості та досліджено особливості структурної організації одержаних зварних з'єднань.

Характеристика вихідних реагентів. Дигліцидилового етеру бісфенолу А (4,4'-ізопропілідендифенол дигліцидиловий ефір, 2,2-біс[4-(гліцидилокси)феніл]пропан, ДГЕБА) з такими основними характеристиками: епоксидна еквівалентна маса 172...176, $M = 340,41$ г/моль, $\rho = 1,21$ г/мл за 25 °С.

Триметилпропан трис(3-меркаптопропіонату) (ТЗМ) з такими основними характеристиками: $\geq 95,0$ %, $T_k = 220$ °С/0,3 мм Hg, $n_{20D} = 1,518$, $M = 398,56$ г/моль, $\rho = 1,16$ г/мл за 25 °С.

2-етилгексаноат олова (II) (октоат олова, сіль олова (II) 2-етилгексаноевої кислоти, олова(II) 2-етилгексаноат, $\text{Sn}(\text{Oct})_2$) з такими основними характеристиками: 92,5...100,0 %, $n_{20D} = 1,493$, $M = 405,12$ г/моль, $\rho = 1,251$ г/мл за 25 °С.

Окиснений графен (ОГ). Наночастинки окисненого графену представляли собою блоки з 15...20 слабкоз'язаних графенових шарів з такими основними характеристиками: 4...10 % окиснених країв (епоксидні, карбонільні, гідроксильні, фенольні групи), $\rho = 1,8$ г/см³. Детальна структура ОГ все ще не зрозуміла через нерегулярне накладання шарів.

Плівкові нанокомпозитні матеріали було одержано із застосуванням методу полімеризації *in situ*, що включає термічне тверднення ДГЕБА та ТЗМ за рівного молярного співвідношення тіольних та епоксидних груп в присутності $\text{Sn}(\text{Oct})_2$ безпосередньо на ОГ з концентрацією наповнення у 1,0 мас. %, що дозволяє синтезувати нанокомпозити (полі(ДГЕБА/ТЗМ)/ГО) з рівномірним розподілом нанопластин в епоксидній матриці. Водночас, вбудовування ОГ дозволяє спрогнозувати топологічні зміни сітки з виникненням агрегатів наповнювача між вузлами, які суттєво впливають на властивості нанокомпозитів та їх здатність до зварювання.

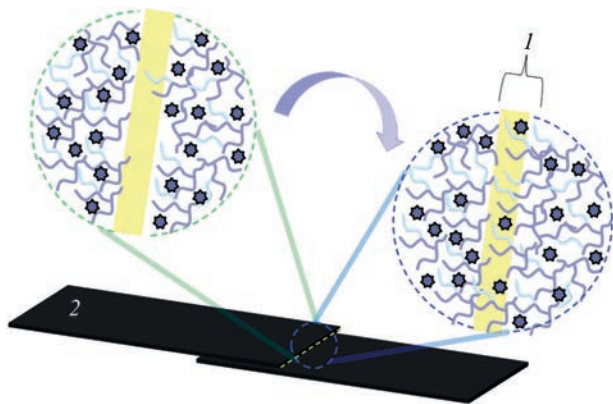


Рис. 1. Схематичне зображення процесу хімічного зварювання полі(ДГЕБА/ТЗМ)/ГО нанокомпозитів: зона шва (1) та основний матеріал (2)

Хімічне зварювання термомеханічним методом полі(ДГЕБА/ТЗМ)/ГО полімерних плівок товщиною 0,5 мм внапуск здійснювалось в умовах ізотермічного нагрівання при 150 °С та тиску обмежувальних пластин у терморегульованій шафі марки MTS 651.06E-04 Enviromental Chamber (США). Вибір ефективного режиму зварювання полі(ДГЕБА/ТЗМ)/ГО проводили на основі зміни тривалості процесу зварювання. Було розглянуто 2 сценарії витримки: 30 та 60 хв. Нагрівання зони з'єднання забезпечило формування шва товщиною 1,0 мм, яка відповідає товщині двох полі(ДГЕБА/ТЗМ)/ГО плівок (рис. 1). Первинний контроль якості зварного з'єднання оцінювали візуальним оглядом, що показав відсутність дефектів, а саме зміни кольору, витіснення ОГ назовні, а також слідів пропалів, пор та раковин. Варто зазначити, що переходу полі(ДГЕБА/ТЗМ)/ГО у в'язко-плинний стан під час зварювання не відбувалося, що підтверджується стабільністю розмірів та відсутністю деформацій контактуючих матеріалів в процесі формування з'єднання. Таким чином, матеріал зварного шва за своїми зовнішніми параметрами не відрізняється від основного матеріалу.

Для оцінки фізико-механічних властивостей полі(ДГЕБА/ТЗМ)/ГО плівок та їх зварних з'єднань було проведено випробування на статичний одновісний розтяг відповідно до стандарту ISO 527 на модернізованій розривній машині 2054 P-5, обладнаній тензодатчиком 500N. Попередньо, зразки були вирізані у формі смужок довжиною 60 мм та шириною 25 мм. Механічні випробування зразків полі(ДГЕБА/ТЗМ)/ГО та зварних з'єднань проводили за швидкості на-



Рис. 2. Зовнішній вигляд напускного зварного з'єднання полі(ДГЕБА/ТЗМ)/ГО плівок в процесі проведення випробувань на розтяг (а) та після руйнування (б)

Міцність ДГЕБА/ТЗМ_{1,0} плівок та їх зварних з'єднань

Зразок	Режим зварювання		Напруження при руйнуванні (σ_p), МПа	Руйнування
	$T, ^\circ\text{C}$	$t, \text{хв}$		
Полі(ДГЕБА/Т ₃ М)/ГО	—		20,1...22,4	—
Зварне з'єднання полі(ДГЕБА/Т ₃ М)/ГО	150	30	12,1...13,5	Шов
		60	19,6...20,4	Основний матеріал

вантаження 2 мм/хв в нормальних кліматичних умовах (рис. 2). Напруження при руйнуванні для полі(ДГЕБА/Т₃М)/ГО та зразків напусткових зварних з'єднань визначали за формулою

$$\sigma_p = \frac{P_p}{S_c},$$

де σ_p – напруження при руйнуванні, МПа; P_p – навантаження при руйнуванні, Н; S_c – площа поперечного перерізу в місці руйнування, мм².

Дослідження фізико-механічних властивостей показали, що міцність зварних з'єднань, одержаних при режимі зварювання 30 хв виявилась недостатньою ($\approx 60\%$) і руйнування відбувалося по зварному шву (таблиця). Встановлено, що збільшення тривалості зварювання до 60 хв призводить до зростання міцності з'єднання до $\approx 90\ldots 95\%$ від полі(ДГЕБА/Т₃М)/ГО, а руйнування зразків відбувається за межами зварного з'єднання. При цьому шов напусткового зварного з'єднання практично не деформується.

Хімічну структуру зварних з'єднань полі(ДГЕБА/Т₃М)/ГО досліджено Фур'є трансмісійною інфрачервоною спектроскопією (ФТІЧ) з використанням спектрометра Tensor 37 фірми Bruker в діапазоні частот 4000...600 см⁻¹. Для кожного спектра усереднено 32 послідовних скани із розподільною здатністю 4 см⁻¹. Як внутрішній стандарт використовували інтенсивність смуги поглинання з максимумом за 1607 см⁻¹, яка відповідає валентним коливанням фенільних груп (рис. 3). Як і очікувалося, на спектрі матеріалу зони шва (рис. 3, крива 1) чітко фіксуються лише смуги поглинання, характерні для полі(ДГЕБА/Т₃М)/ГО (рис. 3, крива 2). Водночас появи нових смуг поглинання зафіксовано не було, що свідчить про відсутність деструкції структури сітки та наповнювача в процесі хімічного зварювання.

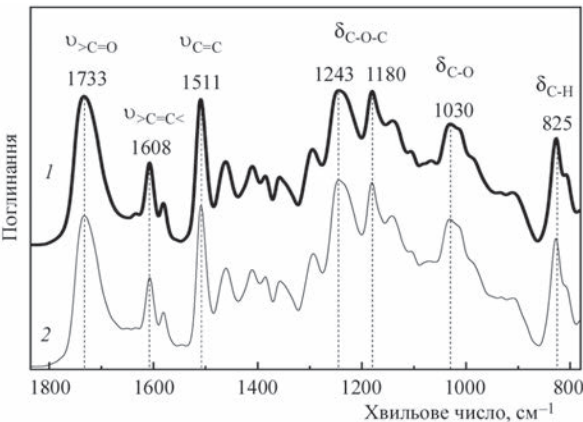


Рис. 3. Типові ФТІЧ спектри зварного з'єднання полі(ДГЕБА/Т₃М)/ГО: зона шва (1) та основний матеріал (2)

Запропонований нами хімізм зварювання полі(ДГЕБА/Т₃М)/ГО плівок базується на основі відомої реакції обміну зв'язками в епоксидних вітримерах в присутності каталізаторів переестерифікації за температур вище T_v [8] (рис. 4). Логічно припустити, що зварювання полі(ДГЕБА/Т₃М)/ГО плівок відбувається по аналогії і присутність 1,0 мас. % ОГ не перешкоджає утворенню ковалентних зв'язків на контактуючих поверхнях, що підтверджується результатами ФТІЧ досліджень (відсутність нових смуг поглинання, змін інтенсивностей чи зсувів на спектрах зварних з'єднань полі(ДГЕБА/Т₃М)/ГО). Таким чином, обмін спиртового залишку в естерах забезпечує проходження реакцій переестерифікації з утворенням нових ковалентних зв'язків на контактуючих поверхнях під час зварювання.

Особливості структурної організації досліджуваних матеріалів вивчали методом ширококутової рентгенографії на дифрактометрі XRD-7000 (Shimadzu, Японія), рентгенооптична схема якого виконана за методом Дебая–Шеррера на проходження первинного пучка через досліджуваний зразок, з використанням CuK_α -випромінювання ($\lambda = 1,54 \text{ \AA}$) і графітового монохроматора. Дослідження проведено методом автоматичного покрокового сканування в режимі 30 кВ, 30 мА з інтервалом кутів розсіювання (2θ) від 3,0 до 55° за часу експозиції 5 с. Температура проведення досліджень становила $293 \pm 2 \text{ K}$. Середню величину періоду d ближнього упорядкування фрагментів міжвузлових молекулярних ланок полі(ДГЕБА/Т₃М)/ГО сітки при розміщенні їх у просторі (в об'ємі полімеру) розраховано згідно рівняння Брегга:

$$d = \lambda(2 \sin \theta_m)^{-1},$$

де λ – довжина хвилі характеристичного рентгеновського випромінювання ($\lambda = 1,54 \text{ \AA}$ для CuK_α -випромінювання).

Аналіз ширококутової рентгеновської дифрактограми зварного з'єднання полі(ДГЕБА/Т₃М)/ГО (рис. 5, крива 1) показав, що матеріал зони шва

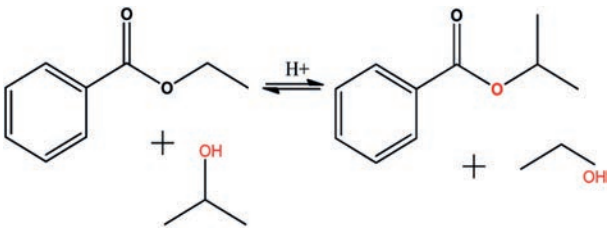


Рис. 4. Запропонований хімізм реакцій, що відбуваються на контактуючих поверхнях полі(ДГЕБА/Т₃М)/ГО під час хімічного зварювання

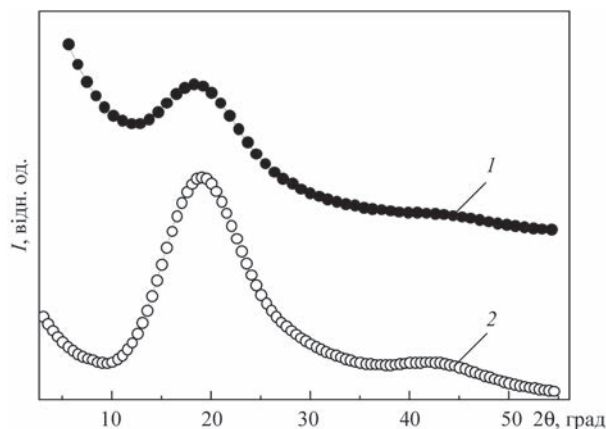


Рис. 5. Ширококутові рентгенівські дифрактограми зварного з'єднання полі(ДГЕБА/Т₃М)/ГО: зона шва (1) та основний матеріал (2)

характеризується лише ближнім упорядкуванням при трансляції в просторі фрагментів міжвузлових молекулярних ланок полі(ДГЕБА/Т₃М)/ГО. Про це свідчить прояв на дифрактограмі матеріалу зони шва (рис. 5, крива 1) одного дифракційного максимуму дифузного типу (аморфного гало) з кутовим положенням $2\theta_m$ близько $18,2^\circ$. Середня відстань між шарами міжвузлових молекулярних ланок в зоні шва згідно з рівнянням Брегга становить $4,87 \text{ \AA}$. Водночас, на дифрактограмі матеріалу зони шва порівняно зі зразком основного матеріалу полі(ДГЕБА/Т₃М)/ГО має місце зміщення дифракційного максимуму дифузного типу, який характеризує аморфну структуру полі(ДГЕБА/Т₃М)/ГО на $0,7^\circ$ в область нижчих кутів розсіювання (2θ) рентгенівських променів (рис. 5, криві 1, 2). Це вказує на те, що внаслідок формування зварного з'єднання середня відстань між шарами молекулярних ланок полі(ДГЕБА/Т₃М)/ГО має лише тенденцію до зростання (з $4,69$ до $4,87 \text{ \AA}$).

Висновки

У даній роботі запропоновано технологію хімічного зварювання плівкових нанокompозитних матеріалів товщиною $0,5 \text{ мм}$, одержаних термічним твердненням дигліцидилового етеру бісфенолу А та триметилпропан трис (3-меркаптопропіонату) за рівного молярного співвідношення тільних та епоксидних груп за присутності 2-етилгексаноат олова (II) як каталізатора та $1,0 \text{ мас.}\%$ окисненого графену. Вста-

новлені фізико-механічні властивості зварних з'єднань полімерних плівок показали, що одержання якісного з'єднання з показниками міцності на рівні основного матеріалу (20 МПа) відбувається за режиму зварювання 150°C протягом 60 хв . Візуальний огляд зварних з'єднань показав відсутність зміни кольору, витіснення окисненого графену назовні, а також слідів пропалів, пор та раковин, що забезпечує герметичність та механічні характеристики з'єднання. ФТІЧ спектральні дослідження процесу дозволили встановити повну відповідність між спектрами зони шва та основного матеріалу, що є свідченням успішного хімічного зварювання. Проведені дослідження структури зварного з'єднання полі(ДГЕБА/Т₃М)/ГО за допомогою методу ширококутової рентгенографії показали, що зона шва та основного матеріалу характеризуються аморфною структурою. Виявлено, що зварне з'єднання полі(ДГЕБА/Т₃М)/ГО характеризується більшою брегівською відстанню між шарами молекулярних ланок в зоні шва ($4,87 \text{ \AA}$), порівняно із основним матеріалом ($4,69 \text{ \AA}$).

Дослідження виконані в рамках проєкту дослідницьких лабораторій молодих вчених НАН України № 11/01-2021(2) для проведення досліджень за пріоритетними напрямками розвитку науки і техніки у 2020-2021р (програма № 6541230).

Список літератури/References

- Huang, X., Zeng, Z.Y., Fan, Z.X. et al. (2012) Graphene-based electrodes. *Advanced Materials*, 24 (45), 5979–6004.
- Gorelov, B.M., Gorb, A.M., Polovina, O.I. (2016) Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologii, 14, 4, 527.
- Montarnal, D., Capelot, M., Tournilhac, F., Leibler, L. (2011) Silica-like malleable materials from permanent organic networks. *Science*, 334 (6058), 965–968.
- Avramova, N. (1999) High-performance laminates through chemical welding of thin liquid crystalline polymer films. *Polymers for Advanced Technologies*, 10, 229–236.
- Shi, Q., Yu, K., Dunn, M.L. et al. (2016) Solvent assisted pressure-free surface welding and reprocessing of malleable epoxy polymers. *Macromolecules*, 49 (15), 5527–5537.
- Liu, H., Zhang, H., Wang, H. et al. (2019) Weldable, malleable and programmable epoxy vitrimers with high mechanical properties and water insensitivity. *Chemical Engineering Journal*, 368, 61–70.
- Wu, J., Yu, X., Zhang, H. et al. (2020) Fully biobased vitrimers from glycyrrhizic acid and soybean oil for self-healing, shape memory, weldable and recyclable materials. *ACS Sustainable Chemistry & Engineering*, 8 (16), 6479–6487.
- Jurowska, A., Jurowski K. (2015) Vitrimers – the miracle polymer materials combining the properties of glass and plastic. *Chemik*, 69 (7), 389–394.

CHEMICAL WELDING OF NANOCOMPOSITES BASED ON EPOXY RESIN AND OXIDIZED GRAPHENE

A.V. Vashchuk, S.I. Motrunich, V.L. Demchenko, M.V. Iurzenko

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

In the work, the technology of chemical welding of polymer nanocomposites based on epoxy resins and oxidized graphene was developed. Overlapped welding of film materials with a thickness of 0.5 mm was carried out in the conditions of isothermal heating over 150°C and under the pressure of the restrictive plate. The choice of effective welding conditions was made on the basis of changes in welding time. It is shown that strength of welded joints grows with an increase in welding time from 30 to 60 min. The chemical structure of welded joints material was examined by the Fourier-transform infrared spectroscopy. The peculiarities of the structural organization of nanocomposite films and their welded joints were investigated by the method of wide-angle X-ray scattering. 8 Ref., 1 Tabl., 5 Fig.

Keywords: epoxy nanocomposites, oxidized graphene, vitrimers, welded joints, chemical welding

Надійшла до редакції 30.03.2022

МУЗЕЙНИЙ КОМПЛЕКС ІНСТИТУТУ ЕЛЕКТРОЗВАРЮВАННЯ ім. Є.О. ПАТОНА

Музейний комплекс ІЕЗ ім. Є.О. Патона, створений наказом дирекції № 445 від 11.12.1984 р. і підписаний директором академіком Борисом Патонем, є логічним наслідком патонівського стилю пропагування знань і досягнень української науки.

Історія експозиції музею почалася більш як сто років тому. На початку ХХ сторіччя визначний учений мостобудівник і педагог, а з жовтня 1906 по жовтень 1907 рр. декан інженерного відділення КПП Євген Оскарович Патон, створює в Київському політехнічному інституті експозицію типових вузлів ґратчастих конструкцій дерев'яних мостів, кабінет моделей інженерних споруджень і внаслідок цього призначається завідувачем інженерним музеєм інституту. Майже піввіку поспіль, вже працюючи директором Інституту електрозварювання, він організує музей зварювальної техніки. В обох випадках експонати і супутня інформація дозволяли молодим інженерам не тільки закріпити отримані під час навчання у вищій школі науково-технічні знання, але й успішно використовувати їх у проектуванні принципово нових споруд і машин.

Сьогоднішній музейний комплекс розташований у п'яти залах загальною площею майже 350 м², знаходиться у Головному корпусі по вулиці В. Антоновича, 69.

Початок експозиції традиційний. У центральному залі меморіального музею Євгена Оскаровича Патона в документальних матеріалах показані роки його навчання в Королівському саксонському вищому технічному училищі м. Дрездена (1888–1894 рр.) Далі експозиція розповідає про неординарний шлях сходження Є. Патона на вершину науково-викладацької майстерності у сфері вищої освіти. Так, наприклад, вже в 1891 р. йому, студенту 3-го курсу, доручали заміну захворілих професорів. З 1894 р. він – асистент кафедри мостобудування професора Вільгельма Френкеля. Наприкінці 1896 р., після здачі екзаменів з 12-ти предметів, що складала різницю між курсом Дрезденської вищої школи й Інституту інженерів шляхів сполучення у Петербурзі, а також підготовки п'яти проектів, що дають право на одержання російського диплома, одержавши зазначений диплом, випускник Дрезденського інституту стає позаштатним викладачем Петербурзького інституту шляхів сполучення, а з вересня 1897 р. викладачем Московського інженерного училища. Після успішного захисту дисертації в 1901 р. Є.О. Патон професор кафедри мостів Московського училища інженерів шляхів сполучення; з 1904 р. – ординарний професор кафедри мостів інженерного факультету КПП; з 1906 – декан цього факультету. На протязі всьо-

го життя діяльність Євгенія Оскаровича Патона пов'язана з Київським політехнічним інститутом.

Паралельно з відображенням наукової і викладацької діяльності Патона, в експозиції музею представлено його становлення як практика.

У 1894 р. інженер технічного відділу Дрезденського залізничного вузла, молодий фахівець Є.О. Патон здійснює реконструкцію головного залізничного вокзалу, з 1895 плідно працює на мостобудівному заводі «Гутехофну-схютте» в Обергсхаузені, а у 1896 р. по сумісництву інженером для перевірки розрахунків по мостах служби шляху Миколаївської залізниці.

Наступні 12 років відзначені практичною реалізацією масштабних інженерних задумів Є.О. Патона: у 1897 р. побудований шляхопровід на Московсько-Ярославській залізниці; 1904 – споруджено кілька мостів через ріки на території Росії. Особливо відзначимо 1908–1910 рр., коли були спроектовані і споруджені арковий міст над Петровською алеєю у Києві і Мухранський міст через ріку Куру у Тіфлісі.

На початку Першої світової війни Є.О. Патон організує мостову секцію Київського військово-промислового комітету, створює проекти різних мостів для військового відомства, конструкції розбірних мостів, відпрацьовує прогресивні методи іспиту мостів.

Розділ будівництва клепанних мостів закінчується фотоматеріалами і макетом моста ім. Є. Бош через р. Дніпро у Києві.

Наступні експозиції відкривають нову сторінку життя і творчості Є.О. Патона – допитливого дослідника, видатного вченого, організатора і керівника, творця нової техніки і технології зварювання, визначного мостобудівника. Період з 1899 по 1928 рр. знаменується публікацією біля 90 праць з мостобудування, а з 1929 по 1953 – біля 150 робіт у новій для нього сфері зварювання. До речі, багато примірників виданих наукових розробок зберігаються на полицях книжкових шаф нашого музею.

У 1929 р. Євгеній Патон обирається дійсним членом Всеукраїнської академії наук (ВУАН). Особливо слід зазначити той факт, що його творчість відкрила безліч невідомих раніше шляхів інтенсивного розвитку нових напрямків у світовій зварювальній науці.

Далі експозиції музею розкривають тему автоматизації процесу зварювання, етапи створення і застосування в народному господарстві нової прогресивної технології – зварювання під флюсом, за яку в березні 1941 р. Патон одержав Сталінську премію, а у 1943 р. за заслуги перед батьківщи-

ною Є.О. Патонові присуджується звання Героя соціалістичної праці. Того ж року вручається ряд урядових нагород його співробітникам.

На спеціальному стенді проілюстрована знаменна подія в житті інституту – повернення ІЕЗ на чолі з Патonom у Київ у червні 1944 р.

Фінальна експозиція центрального залу музею Є.О. Патона присвячена розробці, проектуванню і спорудженню найбільшого в ті роки (довжина 1542 м) суцільнозварного моста через р. Дніпро в Києві. У 1995 р. Асоціація зварювальників США визнала київський суцільнозварний міст ім. Є.О. Патона найкращою капітальною спорудою середини ХХ ст., побудовану за оригінальною технологією, що не мала аналогів в світовій практиці. Відповідний диплом зберігається і експонується в нашому музеї.

Стендові експозиції та експонати другої зали музею – меблі і особисті речі академіка Є.О. Патона – зберігають атмосферу кабінету директора інституту, де присутній дух творчості та цілеспрямованості керівника визнаного в країні та за її межами дослідницького центру. Атмосфера кабінету сувора, аскетична і відображає реальні умови роботи науковця того часу.

Третій зал музею представляє відвідувачам перенесений із житлового фонду домашній кабінет вченого, що включає його письмовий стіл, бібліотеку і куточок відпочинку. Оригінальні світлини дають уяву про студентські роки, родину, дітей. Стримано, спокійно але й затишно.

Наступні зали музейного комплексу присвячені історії Інституту електрозварювання, що з 1945 р. носить ім'я академіка Є.О. Патона. У головній експозиції відображений початок діяльності інституту, що в той час розташований в невеликому будинку на вул. Короленка, 94. Саме там знаходилась експериментальна майстерня невеликої групи натхнених ентузіастів, що займалися комплексними дослідженнями зварних конструкцій, металургією процесу зварювання, металознавством зварних з'єднань, фізикою дугового розряду. У 1935 р. інститут нараховував у 3-х відділах і майстернях 10 наукових співробітників і 23 фахівців зварювання та суміжних професій.

В музеї представлені етапи розвитку найбільш визначного у світі центру зварювальної науки. В експозиції відображене нарощування темпу інтенсифікації досліджень і впровадження розробок, продиктоване вимогами до тогочасного історичного етапу розвитку промисловості: у 1931 р. організовані перші всеукраїнські курси з електрозварювання при ВУАН, з 1931 по 1937 рр. розроблені і випробувані три різні моделі автоматичних зварювальних голівок, у 1939–1940 рр. – побудований перший зварювальний трактор. Тоді ж виготовляються серійні голівки для зварювання під флюсом, а в грудні 1940 р. у відповідності до по-



Домашній кабінет Є.О. Патона

станови уряду СРСР двадцять заводів впроваджують автоматичний варіант цього виду зварювання. В музейній експозиції демонструються зразки і моделі згаданої техніки: 18 одиниць натурних зразків і макетів зварювального обладнання, в тому числі перший універсальний мікроскоп, придбаний інститутом у 1938 р.

У ті непрості роки академік Патон прокладає нові шляхи пропагування і практичного залучення уваги громадськості до новітніх досягнень зварювальної техніки і технологій: зокрема він створює пересувний вагон-лабораторію, що курсував з командою фахівців-інструкторів та зварювальним обладнанням по усій величезній тоді країні.

Головна експозиція музею історії інституту завершується матеріалами про найбільш видатних учених, які пройшли наукову школу Є.О. Патона і склали основу найбільшого науково-технічного комплексу, що виріс з невеликого колективу самовідданих соратників Євгенія Оскаровича початку 1940-х років.

Тематичні експозиції, як різновиди головної, побудовані на макетах і натурних зразках устаткування, ілюструють фундаментальний внесок патонівців у розвиток будівництва газонафтопроводів, рухомого складу залізниць, обладнання для вугільної промисловості, спеціальної техніки, напівавтоматів для зварювання під флюсом, впровадження принципово нової технології секційної зборки і зварювання корпусів річкових та морських суден. Не тільки для рядового відвідувача музею, а й для фахівців великий інтерес являють мікроплазмове зварювання тонколистових конструкцій товщиною 0,1...1,0 мм, виготовлення зварних листових конструкцій методом рулонування.

Експозиції музею цілеспрямовано корелюються з хронологією наукової діяльності ІЕЗ, що органічно відбито в побудові тематичного і тематико-експозиційного планів. Прикладом є експозиції «Зварні мости і зварні конструкції», «Зварювання найбільших доменних печей», «Зварювання об-



Стенди музею

садних труб над устям шпар», а також заключна експозиція 4-ого залу музею «Суцільнозварна телевізійна вежа в м. Києві».

Далі представлене автоматичне зварювання титана під флюсом. Тут розкривається метод, за допомогою якого співробітникам інституту вдалося спростувати помилкове уявлення тодішньої науки, що титан і його сплави можна варити лише в середовищі аргону.

Великий розділ присвячений ряду технологій, створених на основі відкриття контактного зварювання оплавленням: зварюванню кільцевих заготовель у машинобудуванні, зварюванню магистральних трубопроводів і рейкових шляхів, зварюванню конструкцій з уніфікованих елементів. Окремо представлене дифузійне зварювання металевих і неметалевих матеріалів, наплавлення й ізотермічне напилювання.

Спеціальний розділ розповідає про практичний внесок патонівців в дослідження космосу, з підкресленням унікальності вітчизняних космічних технологій. Тут представлені: установка «Вулкан», що дозволила космонавтам Кубасову В. та Шоніну Г. на кораблі «Союз-6» 16 жовтня 1969 р.



Мікроскоп фірми БУШ 1938 р.

уперше виконати експерименти по зварюванню в космосі; установка «Испаритель», завдяки якій вперше за допомогою зварювального процесу вдалося нанести захисні покриття на вироби в умовах космічного вакууму; установка УРІ, на якій С. Савицька 25 липня 1984 р. виконала зварювання у відкритому космосі.

Представлене обладнання систем «Зарница» і «Аракс», що забезпечили ежектування в космічний простір пучків електронів і в наукових цілях викликали штучне північне полярне сяйво.

Визначний внесок колективу інституту в зміцнення оборонної промисловості країни в роки Другої світової війни увічнений у спеціальному меморіалі, розташованому під відкритим небом на території озелененої рекреації. Біля встановленого на постаменті танка Т-34 розташована меморіальна дошка, на якій викарбовані імена співробітників ІЕЗ, що у воєнні роки зварювали танки у м. Нижній Тагіл.

Впродовж більш, ніж столітньої історії зварювання показало себе як незамінна, завжди сучасна, перспективна і гнучка технологія створення нероз'ємних з'єднань, яка органічно вписувалась у кожен новий етап науково-технічного прогресу.

Свого часу інформаційні матеріали, експонати, фотографії, бібліотеку виданих праць, зразки зварювального обладнання збирали, зберігали, консервували для музею з фаховістю і любов'ю такі науковці і соратники фундатора Інституту електрозварювання: к.т.н. Соф'я Островська, к.т.н. Лія Гутман, к.т.н. Тамара Слуцька, Валентина Убель, Борис Єфетов, к.ек.н. Всеволод Троїцький.

Сьогодні час ставить нові вимоги і завдання. Музей потребує суттєвих змін і вдосконалення, покращення технічного обладнання і збільшення цільових музейних експозицій. Конче необхідно створити експозиційний фонд видатних учених інституту. До прикладу, меморіальний куточок кабінету Володимира Євгеновича Патона територіально ізольований від музею, практично не відвідується багато років, а відтак повільно згасає, як кажуть музейники. Доцільно було б знайти місце і розмістити цей куточок пам'яті в Головному корпусі.

Всі ці питання та багато інших входять до наших планів у майбутньому. Головною метою музею завжди було, є і буде зацікавлення молоді, долучення її до всіх видів зварювальних технологій та виробництва, від практичного зварювання до наукових досліджень та досягнень.

Наразі музейний комплекс Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона активно сприяє збереженню, зміцненню і популяризації вітчизняних традицій науково-технічної творчості, сформованих всесвітньо відомими засновниками зварювального виробництва та науки України.

Історію творять люди, а наука формує майбутнє.

Ольга Селівєрстова,
завідувачка музею ІЕЗ ім. Є.О. Патона м. Київ

FRONIUS iWAVE: ІННОВАЦІЙНИЙ ПРОДУКТ «3 в 1», ГОТОВНІСТЬ ДО ВИРІШЕННЯ БУДЬ-ЯКИХ ЗАДАЧ

Серія інтелектуальних удосконалених пристроїв iWave від компанії Fronius встановлює нові стандарти якості, гнучкості та можливостей підключення. Джерело живлення TIG дозволяє створювати ідеальні зварні шви при використанні будь-яких зварювальних матеріалів. Крім того, завдяки ряду інноваційних функцій він забезпечує можливість виконання кількох процесів одночасно. Спеціальна модульна конструкція системи призначена для виконання будь-яких вимог як зараз, так і в майбутньому.

Компанія Fronius створила серію iWave, щоб гарантувати найвищу якість зварювання TIG, а також бездоганні результати роботи з використанням різних матеріалів. Інноваційна функція CycleTIG призначена для забезпечення максимального контролю зварювальної дуги та цілеспрямованого теплового впливу. Серед ключових особливостей також можна відзначити удосконалений контроль над запаленням та максимальну простоту використання завдяки інтуїтивно зрозумілому керуванню. iWave – це ідеальний вибір в умовах, коли необхідно уникати утворення пор і кольорів мінливості, наприклад, при зварюванні судин високого тиску, труб або при виконанні вкрай суворих вимог у галузі медичних технологій, а також виробництва продуктів харчування. Серія пристроїв тепер доступна в категорії потужності від 190 до 500 А.



iWave – це поєднання передового досвіду зварювання TIG, максимального контролю та неперевершеної точності завдяки функції Fronius CycleTIG

Універсальне рішення з функцією Multiprocess PRO

Можливість одночасного виконання кількох процесів є дуже важливою, якщо повсякденна експлуатація вимагає постійного перемикання між різними завданнями. Завдяки новітній технології TIG серія пристроїв iWave ідеально підходить для зварювання стрижневим електродом навіть за умови використання електродів з целюлозним покриттям. Опція Multiprocess PRO відкриває користувачеві необмежений доступ до всіх процесів MIG/MAG у категоріях потужності від 300 А. Як результат, універсальна багатофункціональна система iWave дозволяє досягти найвищої якості під час виконання будь-яких процесів зварювання.

Гнучкість, адаптація під вимоги клієнта та можливість використання для майбутніх завдань.

iWave – гнучка система, яка адаптується під вимоги клієнта та надає користувачам можливість вибрати із широкого асортименту модульних зварювальних пакетів ті функції, які їм справді потрібні. Інші функції можна додавати в міру потреби. Використання iWave не обмежується стандартним зварюванням TIG або MIG/MAG: система здатна виконувати весь діапазон функцій Fronius після модернізації зварювальних пакетів Cold Metal Transfer (CMT), Pulse Multi Control (PMC) та Low Spatter Control (LSC).



Завдяки функції Multiprocess PRO висококласне джерело живлення TIG перетворюється на комплексну систему для зварювання MIG/MAG, яку можна модернізувати, доповнивши стандартну програму пакетами CMT, PMC та LSC



Можливості iWave практично безмежні: наприклад, у режимі зварювання стрижневим електродом можна використовувати електроди з целюлозним покриттям



Модульна конструкція системи дозволяє користувачам адаптувати пристрій iWave під свої індивідуальні потреби

Пристрої iWave підтримують основні стандарти зв'язку та готові до викликів Індустрії 4.0. Сучасні рішення для бездротового підключення розширюють можливості роботи та гарантують безпеку, дозволяючи використати весь потенціал пристрою. Периферійні пристрої, такі як пульт дистанційного керування або високотехнологічний зварювальний шолом Vizor Connect, можна підключити за допомогою бездротової технології Bluetooth. Wi-Fi забезпечує зв'язок з іншими пристроями в межах однієї мережі, що надає зварювальнику всі переваги циф-



Інтуїтивно зрозуміла динамічна концепція управління за допомогою графічного інтерфейсу забезпечує користувачам безпосередній доступ до необхідних налаштувань більш ніж на 30 мовах

рових можливостей, таких як центральне управління користувачами, передача даних у режимі реального часу та миттєве встановлення оновлень.

Компанія Fronius доклала максимум зусиль для створення системи iWave, об'єднавши технологію економії ресурсів з міцною та надійною конструкцією. Це перше представлене на ринку джерело живлення TIG з підтримкою функції відображення та аналізу Real Energy (у кДж). Крім того, функція компенсації коефіцієнта потужності (PFC) забезпечує ефективне енергоспоживання, а значення потужності на холостому ходу ніколи не піднімаються вище 50 Вт.

Перш ніж зварювальна система Fronius надійде у виробництво, вона проходить низку обов'язкових випробувань на навантаження та міцність. Такі випробування виходять за межі стандартних вимог, але саме завдяки ним системи Fronius відомі своєю довговічністю. До того ж, зручна в обслуговуванні конструкція максимально спрощує процес заміни основних компонентів.

Fronius International — австрійська компанія з головним офісом в місті Петтенбах і відділеннями в містах Вельс, Тальхайм, Штайнхаус і Замтледт. Компанія, штат якої налічує 5660 співробітників по всьому світу, працює в галузях зварювального обладнання, фотовольтаїки та систем для заряджання акумуляторних батарей. Близько 92 % продукції компанії постачається на експорт за допомогою 36 міжнародних дочірніх компаній Fronius, а також мережі торгових партнерів і представників у більш ніж 60 країнах. Компанія Fronius пропонує інноваційні продукти та послуги, а також володіє 1321 чинними патентами, що робить її світовим лідером інновацій.



ПРОВІДНІ СВІТОВІ ВИСТАВКИ WIRE 2022 І TUBE 2022 У ДЮСЕЛЬДОРФІ: ОЧІКУВАНІ ГОЛОВНІ ПОДІЇ ГАЛУЗІ В ЧЕРВНІ



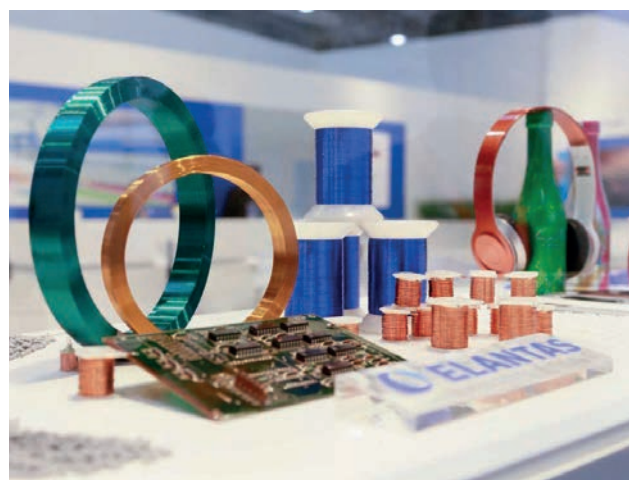
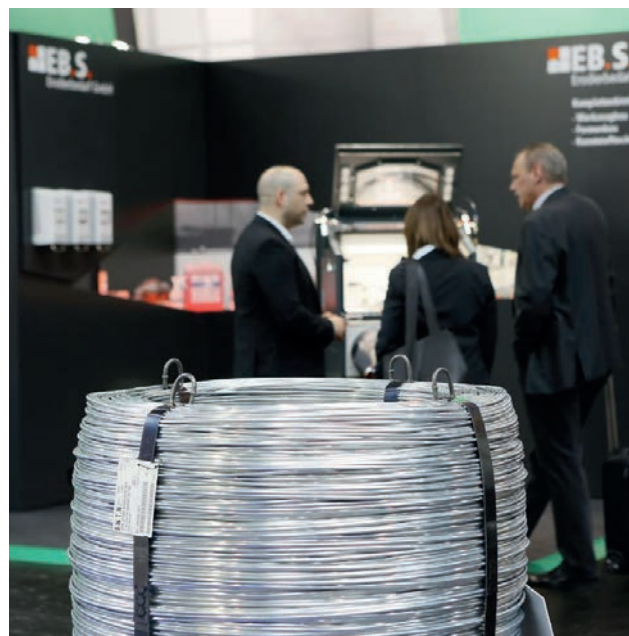
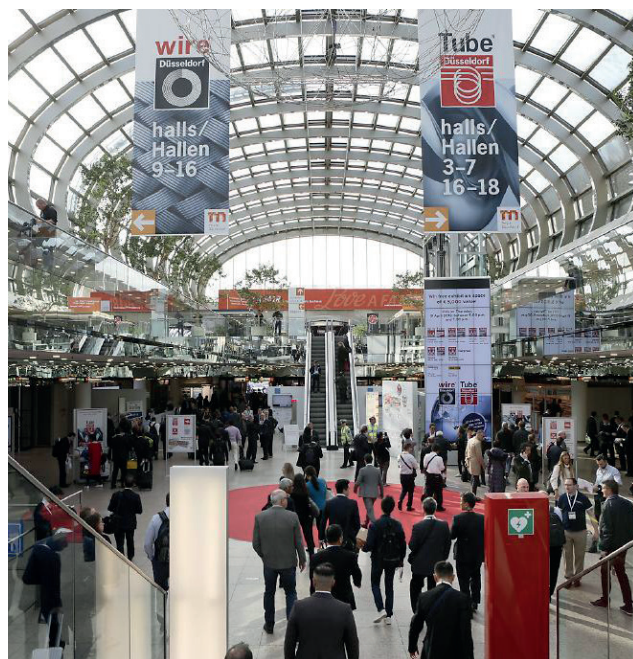
Після 4-річної перерви через Covid найбільші в світі торгові ярмарки International Trade Fair Wire and Cable і Tube, International Tube and Pipe Trade Fair знову проходять спільно в торговельно-виставковому центрі Дюсельдорфа з 20 по 24 червня 2022 р.

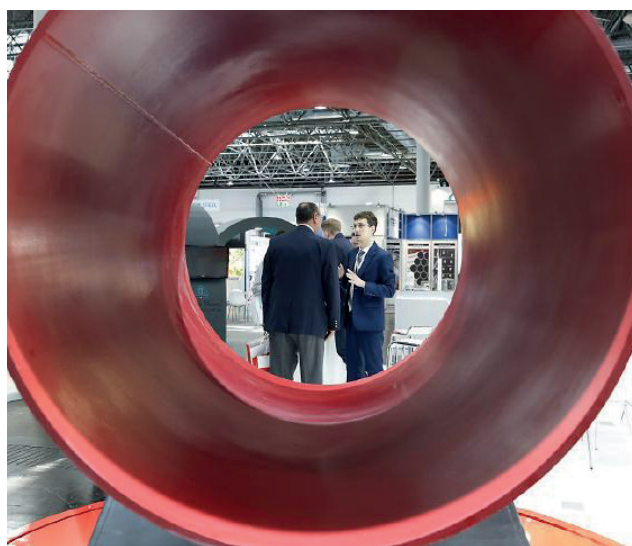
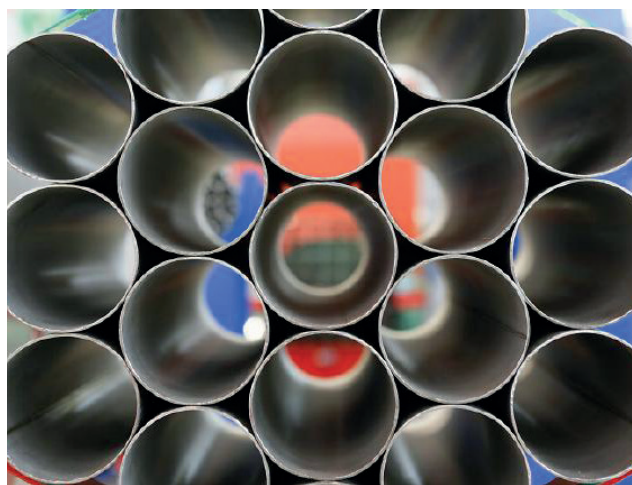
Учасники мають високі очікування та впевнені, що у Дюсельдорфі вони зможуть провести п'ять днів, наповнених технологічними інноваціями, поспілкуватися з експертами з усього світу, а також знову взяти участь у заходах торгового ярмарку у вільний час. Сприяння спілкуванню та обміну ідеями має дуже велике значення, особливо в наш час.

Оскільки влітку пандемія іде на спад, а правила в'їзду та виїзду у багатьох країнах пом'якшуються, як учасники, так і відвідувачі з усього світу зможуть приїхати у Дюсельдорф на виставкові заходи. Гігієнічні умови по всій території ярмарку та у павільйонах забезпечено великою кількістю дозаторів дезінфікуючих засобів і постійною циркуляцією повітря. Втім, рекомендується носити маски та дотримуватися дистанції в 1,5 м під час спілкування.

Вже понад 35 років ключові гравці галузі виробництва дроту, кабелю, труб збираються разом у Дюсельдорфі, щоби продемонструвати новітнє обладнання, установки, продукцію та послуги, зустрітися з міжнародними клієнтами та укласти ділові угоди.

Наразі на Wire 2022 вже зареєструвалися 1000 компаній з 47 країн, які будуть розташовані на 53210 м² виставкової площі. На провідній міжнародній виставці кабельної галузі представлено машини для виробництва та оздоблення кабелів, технологічні інструменти та допоміжне виробниче устаткування, а також матеріали, спеціальні дроти та кабелі. Крім того, на виставці представлено інновації в галузі технологій вимірювання та управління, а також у техніці для випробувань і спеціалізованих галузях. Також вперше будуть презентовані готові вироби з традиційних сегментів технології виготовлення кріплень і пружин. Таким чином, такі готові вироби, як технічні пружини, гвинти, троси, люверси тощо, також будуть представлені на виставці Wire 2022.





Міжнародна виставка дроту розташована у виставкових залах з 9 по 14 із секторами дроту, кабелю, виробів з дроту та технологій виробництва, кріплення та виготовлення пружин, а також готової продукції. Павільйон 13 буде присвячений винятково технологіям виготовлення кріпежу та пружин і готовій продукції з них. Далі у залі 15 буде встановлено велике та енергомстке обладнання для зварювання сіток, а також представлені пов'язані з ними технології.

У 2022 р. очікується традиційно велика кількість учасників з Італії, Туреччини, Іспанії, Бельгії, Франції, Австрії, Нідерландів, Швейцарії, Великої Британії, Швеції, Польщі, Німеччини, США, Канади, Південної Кореї, Тайваню, Індії, Японії та КНР.

На більш ніж 40000 м² виставкової площі міжнародна виставка труб і трубної продукції Tube представляє повний спектр послуг від виробництва та оздоблення труб до переробки труб і торгівлі трубами. Експонати варіюються від сировини, труб та обладнання для їх виробництва, вживаного обладнання до технологічних інстру-

ментів, допоміжного обладнання та технологій вимірювання та контролю, а також техніки для випробувань. Трубопроводи та технології OCTG, а також профілі та обладнання доповнюють асортимент. На даний момент зареєструвалося 735 учасників з 44 країн.

На Tube найбільшими країнами-учасницями також будуть Італія, Туреччина, Велика Британія, Нідерланди, Франція, Австрія, Швейцарія, Польща, Іспанія, Чехія, Німеччина, США, Індія, Південна Корея, Тайвань і КНР.

Виставка № 1 для трубної промисловості вперше буде розташована в новому залі 1, а також у сусідніх залах 3 і 4 з секторам виробництва труб, супутнього устаткування і торгівлі трубами. Поряд з цим залом буде виконуватись згинання та формування заготовок в залах 5 і 6, а також обробка труб в залах 6 і 7а. У залі 7а буде розташовано велике промислове обладнання.

Прем'єра маршрутів есоMetal під час виставки

Стійкі, екологічні, енергоефективні та інноваційні – саме так більшість компаній-виробників хочуть «блищати» на публиці. Проте шлях до цього часто довгий, особливо в ресурсоємних технологічних компаніях дротової, кабельної та трубної промисловості. Часто компаніям потрібні роки, щоб запровадити вимоги кліматичної ефективності, стійкості та економії ресурсів у власні виробничі операції.

Виставковий центр Дюсельдорфа представить свою компанію есоMetals на провідних світових виставках Wire and Tube: з 20 по 24 червня для відвідувачів щодня будуть проводитися безкоштовні екскурсії. Ці так звані маршрути есоMetals приведуть відвідувачів до стендів учасників, які впроваджують сталє виробництво.

Зустріч експертів, присвячена «Зеленій Трансформації»

У понеділок, 20 червня, під назвою «Металургійна галузь впроваджує Зелену Трансформацію» відбудеться нарада експертів. З 14⁰⁰ 4-годинна програма буде складатися з восьми лекцій експертів у новому залі 1, перший поверх, кімната 15. Приймаючи виклики Зеленої Трансформації, експерти міжнародних компаній доповідатимуть про захоплюючі процеси трансформації у своїх виробничих цехах і дослідницьких лабораторіях.

Організатором заходу є агенство Stahl-Kommunikation. У зв'язку з тим, що кількість відвідувачів обмежена, рекомендовано неформально зареєструватися заздалегідь – надіслати своє ім'я, адресу компанії, номер телефону та адресу електронної пошти на e-mail: hgd@stahl-kommunikation.de.

Актуальна інформація про обидві виставки розміщена на сайтах www.wire.de і www.tube.de.

Календар квітня*

01 квітня 1939 року

Було спущено на воду «Тірпіц» (нім. Tirpitz) – другий лінкор типу «Бісмарк», що входив до складу Крігсмаріне (Німеччина). У бойових діях практично не брав участі, проте своєю присутністю в Норвегії загрожував арктичним конвоям СРСР і сковував значні сили британського флоту. Цей лінкор відрізнявся великим обсягом застосування зварювання під час його будівництва. Приблизно на 90-95% корпус корабля був зварним. Це дозволило суттєво зменшити вагу корабля в порівнянні з клепаним варіантом та створити більш потужний броньовий захист.



02 квітня 1924 року

Народився Уолтер Персі Крайслер (1875-1940) – американський автомобілебудівник, промисловець, засновник корпорації Chrysler. Прагнучи скоротити трудовитрати та стандартизувати автомобілі, компанія Chrysler почала розглядати можливість застосування роботизованого зварювання і зрештою зупинилася на зварювальному роботі від Lincoln Electric/Fanuc. В підсумку Chrysler вдалося скоротити час виготовлення одного шасі на 75% порівняно з ручним зварюванням.



03 квітня 1984 року

У 1984 р. Ракеш Шарма у складі міжнародного космічного екіпажу на розробленому ІЕЗ ім. Є.О. Патона приладу для нанесення покриттів «Испаритель-М» провів експеримент «Переохолодження». Ракеш Шарма – перший індійський космонавт і 138-й чоловік у світі, який здійснив політ у космос. У ході експерименту проводилася плавка і кристалізація сферичних виливків, що вільно переміщуються в невагомості і вакуумі. Ці експерименти мали важливе значення для розвитку зварювальних технологій за умов космосу.



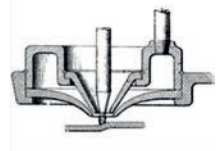
04 квітня 1973 року

Відбулося офіційне відкриття Світового торгового центру у Нью-Йорку. Для будівництва комплексу із семи будівель було використано 139500 кг наплавленого металу. Архітектурною домінантою комплексу, автором якої став Міно Ямасакі, були дві вежі, кожна по 110 поверхів – Північна (заввишки 417 м) та Південна (заввишки 415 м). Проект будівель є структурною системою «труба-каркас», яка використовувалася в вежах-близнюках. Принцип «труба-каркас» був новим підходом, який дозволив збільшити простір корисних площ, на відміну від традиційного дизайну. Дві вежі було зруйновано 11 вересня під час терористичної атаки двома цивільними літаками.



05 квітня 2012 року

Компанія Lincoln Electric запатентує зварювальний процес STT (Surface Tension Transfer – перенесення за рахунок сил поверхневого натягу). Це один з різновидів процесу перенесення короткими замиканнями, при якому розплавлений метал переноситься за рахунок сил поверхневого натягу зварювальної ванни, яка втягує рідку краплю на кінці дроту. Таким чином, STT забезпечує більш високу якість під час виконання швів у всіх просторових положеннях. Це досягається за рахунок низького тепловкладання, незначного окислення металу шва і кращого проплавлення навіть за низької якості збирання під зварювання.



06 квітня 1890 року

Народився Антон Герман Герард (Ентоні) Фоккер (1890-1939) – нідерландський авіаконструктор. У 1913 р. Фоккер заснував поблизу Шверіна (Німеччина) авіаційний завод. Під час Першої світової війни Ентоні Фоккер почав використовувати зварювання у виробництві фюзеляжів німецьких винищувачів. Свій перший політ удосконалений літак Фоккер здійснив навесні 1914 р., а через рік він уже випускався серійно і широко застосовувався на фронтах. У 1920-х роках Ентоні Фоккер переїхав до США, де заснував відділення своєї фірми. Компанія Фоккера стала одним із провідних виробників цивільних літаків у світі. У 1926 р. на одному з літаків Фоккера було здійснено переліт через Північний полюс.



07 квітня 1947 року

Помер Генрі Форд (1863-1947) – американський промисловець, власник заводів з виробництва автомобілів по всьому світу, автор 161 патенту в США. Генрі Форд організував масове виробництво автомобілів на конвеєрі, орієнтувався на застосування контактного, дугового та газового зварювання замість ковальського зварювання та клепки. Конструкції шасі, кузовів, вихлопних труб, баків та інших вузлів і деталей відразу проектували з урахуванням технологічних можливостей зварювання. Шасі у вигляді рамної конструкції спочатку зварювали за допомогою ацетиленокисневого полум'я, потім дугою електрода, що плавиться. Значна частина з'єднань припадала на контактне стикове, шовне та точкове зварювання.



* Матеріал підготовлено компанією ТОВ «СТІЛ ВОРК» (м. Кривий Ріг) за участю редакції журналу.



08 квітня 1919 року

Народився Ю.М. Готальський (1919-2002) – відомий вчений, представник Патонівської школи. Результати наукових праць Ю.Н. Готальського дозволили створити матеріали для зварювання різномірних сталей, які й досі знаходять широке застосування. З їх використанням реалізується принципово нова технологія зварювання, а саме без підігріву та термообробки труб для нафтохімічної та електроенергетичної промисловості. У КНР завдяки допомозі Ю.Н. Готальського вже до кінця 1959 р. електрошлакове зварювання застосовували при виготовленні кувальних штампів, парових котлів, прокатного та іншого обладнання. Ю.Н. Готальський автор 2 монографій, понад 130 статей та авторських свідоцтв.



09 квітня 1939 року

Народився Б.В. Данильченко, представник Патонівської школи – один з розробників технології дугового наплавлення листів порошковими стрічками. Їм особисто і в співавторстві розроблена та доведена до промислового виробництва серія матеріалів для наплавлення спеціальних сталей та сплавів, нанесення захисних термопокриттів, створено низку технологій наплавлення різноманітних промислових деталей. Б.В. Данильченко автор та співавтор близько 130 наукових праць та понад 40 авторських свідоцтв.



10 квітня 1870 року

Народився Макс Ульріх Шооп (1870-1956) – творець методу термічного напилення металу (металізації). Цей процес є спорідненим до зварювання. Зварювання з'єднує металеві елементи, а газотермічне напилення захищає поверхні від корозії, зношування тощо. Перша установка Шоопа переносила рідкий свинець за допомогою водяної пари. У 1913 р. Ульріх Шооп удосконалив і запатентував конструкцію газополум'яного розпилювача, де матеріал для розпилення подавався в полум'я газового пальника у вигляді дроту. Завдяки значному внеску у початковий розвиток технологій, методи нанесення газотермічних покриттів шляхом розпилення називали шоопуванням.



11 квітня 1951 року

Народився Вільям Джон Абергаст молодший – американський інженер-металург, інженер-механік, спеціаліст зі зварювання тертям та зварювання тертям з перемішуванням. Працюючи в аерокосмічній компанії Lockheed Martin, Абергаст став великим фахівцем у таких галузях, як термічна обробка металів, зварювання, неруйнівний контроль, застосовуючи свої знання у виробництві та випробуваннях аерокосмічних матеріалів. Технологія зварювання тертям, розроблена вченим, використовувалася при виготовленні паливних баків космічних кораблів Space Shuttle із високоміцного алюмінієвого сплаву 2219 та дуже легкого алюмінієво-літєвого сплаву AA2195, які не могли бути зварені звичайними методами зварювання.



12 квітня 1962 року

Помер Антуан (Нота Беркович) Певзнер (1884-1962) – російський та французький художник, скульптор. У 1911 р. приїхав до Парижу, де познайомився з А.П. Архипенком та А. Модільяні. Розвиваючи ідеї конструктивізму, дійшов кінетичного мистецтва. Студія Певзнера була на околиці Парижу. Він був одним із перших художників, який скористався паяльною лампою при створенні скульптури, зварюванням мідної катанки на скульптурній формі, виробив низку методів, які можна використовувати при зварюванні в процесі створення скульптурних форм.



13 квітня 1961 року

Народився А.М. Бейніш (1911-1997) – представник Патонівської школи. За його активною участю розроблені високопродуктивні електроди із залізним порошком у покритті марки АНО-1. Крім того, його розробки були використані в технологіях промислового виробництва електродів та застосування їх на вагонобудівних заводах Нижнього Тагілу та Кременчука, низьководневі електроди АНП-6П та АНО-31.



14 квітня 1929 року

У Києві академік Є.О. Патон заснував зварювальну лабораторію. Маючи значний досвід, він розробив комплексну програму досліджень у напрямку створення матеріалів та обладнання, перспективних способів та технологій зварювання відповідальних інженерних споруд. У 1930 р. Є.О. Патон організував Електрозварювальний комітет – громадську організацію, основним завданням якої була координація робіт підприємств та установ, що займаються зварювальним виробництвом.

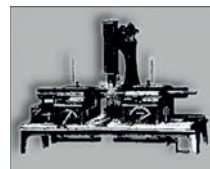


15 квітня 1939 року

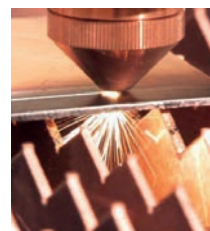
Народився Л.О. Семенов (1939-2013) – представник Патонівської школи. За його безпосередньої участю виконано комплекс науково-дослідних і технологічних робіт в області контактного стикового зварювання алюмінієвих сплавів. Створено та успішно впроваджено на підприємствах міністерств авіаційної промисловості, оборонної промисловості та загального машинобудування колишнього СРСР технології та обладнання для зварювання силових елементів (шпангоутів та обичайок) корпусів літальних апаратів. Займався розробкою технологій зварювання нових вузлів та деталей корпусів ракетноносіїв «Зеніт», «Циклон-4».

16 квітня 1889 року

Запропоновано принципово нове взаємне розташування електродів, виробу, що зварюється, і дуги. Менеджер компанії «Американ електрик» Ч.А. Коффін запатентував роликівий металевий електрод, що переміщається над поверхнею виробу на ізолюванні від нього каретці. Дуга збуджувалася між роликівим електродом, що обертався (позитивний потенціал), і виробом, підключеним до негативного потенціалу. Таку ж каретку Ч.А. Коффін використовував для кріплення двокутних електродів, що розміщуються по обидва боки від осі шва.

**17 квітня 2014 року**

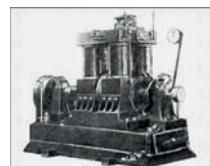
Компанією TeraDiode, разом із MIT Lincoln Laboratory, анонсований інноваційний лазер TeraBlade — перший діодний лазер з потужністю, достатньою для різання металу. TeraBlade — це 4-кіловатний лазер, який випромінює кілька окремих лазерних променів, які фокусуються в один, підвищуючи потужність діодного лазера. Таким чином, цей лазер здатний здійснювати різання та зварювання сталевих листів товщиною півтора сантиметри. Він у 100 разів яскравіший за існуючі і може використовуватися для зварювання та різання металу в промисловості, а в майбутньому і як військовий лазер у системах ПРО.

**18 квітня 1934 року**

Відкритий публіці продемонстрували автомобіль Citroën Traction Avant — один із перших у світі серійних передньо приводних автомобілів із цільнозварним кузовом. Він мав значну перевагу в масі, що позначилося на витраті палива. Так, автомобіль міг розвивати швидкість 100 км/год, споживаючи при цьому всього 10 л на 100 км. Інноваційний кузов надав автомобілю пізнавану, що виділяється серед інших низькою посадкою, а довгий термін виробництва призвів до того, що у 1934 р. модель сприймалася стильною, а у 1955 — сильно застарілою.

**19 квітня 1892 року**

Зареєстрований один із патентів Генрі Говарда. На основі ряду патентів конструктор створив першу стаціонарну зварювальну установку та впровадив її на заводах фірми «Lloid & Lloid» у Бірмінгемі у 1887 р. Вона складалася з чотирьох динамо-машин (500 А, 150 В), що приводилися в дію паровою машиною, 1800 «аккумуляторів Бенардосу» та баластних реостатів. Дещо пізніше новаторську, на ті часи, ідею виключити із зварювального ланцюга аккумуляторну батарею запропонував М.Г. Слов'янов для виготовлення двох потужних динамо-машин постійного струму (300 і 1000 А).

**20 квітня 1926 року**

Народився В.Я. Саєнко (1938-2015) — представник Патонівської школи, відомий спеціаліст у галузі електрометалургії, зокрема, електрошлакових технологій при переплаві, литті, зварюванні сталей та сплавів, виготовленні унікальних виробів для багатьох галузей промисловості. В. Я. Саєнко автор та співавтор близько 320 наукових праць та близько 300 авторських свідоцтв та патентів.

**21 квітня 1958 року**

Під час проведення Брюссельської всесвітньої виставки 1958 р. було оголошено про створення електрошлакового зварювання. Метод електрошлакового зварювання (ЕШЗ) було розроблено співробітниками Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона на початку 1950-х років. ЕШЗ є одним з різновидів зварювання плавленням. Воно засновано на виділенні тепла при проходженні електричного струму через рідкий шлак, за рахунок чого розплавляються кромки деталей, що зварюються, і присадковий метал, а також підтримується висока температура розплаву. Цей вид зварювання відкривав великі можливості у виробництві важкого металургійного, ковальсько-пресового та іншого обладнання.

**22 квітня 1966 року**

У Калькутті засновано Індійський інститут зварювання. Завдяки своїм різноманітним заходам та програмам, Інститут визнаний провідним, пов'язаним із зварюванням у країні, з більш ніж 5000 індивідуальних та корпоративних членів. Як член Міжнародного інституту зварювання, він допомагає донести до світової спільноти важливість та досягнення індійської зварювальної промисловості.

**23 квітня 1854 року**

Народився Макс Карл Ернст Людвіг Планк (1858-1947) — німецький фізик-теоретик, основоположник квантової фізики. Лауреат Нобелівської премії з фізики (1918), протягом багатьох років один із керівників німецької науки. Наукові праці Планка присвячені термодинаміці, теорії теплового випромінювання, квантової теорії, спеціальної теорії відносності, оптиці. Він сформулював другий початок термодинаміки як принципу зростання ентропії і використав його на вирішення різних завдань фізичної хімії. Планк отримав закон розподілу енергії у спектрі абсолютно чорного тіла (формула Планка) та обґрунтував цей закон, запровадивши уявлення про кванти енергії та квант дії.





24 квітня 2014 року

Скульптор під псевдонімом TEJN встановив одну з останніх своїх скульптур «Добитися свободи». TEJN – це псевдонім сучасного датського скульптора, який розпочав свою творчу роботу як вуличний художник у 2007 р. Виконуючи свої роботи з металу та використовуючи зварювання, він отримав популярність завдяки несанкціонованим розміщенням скульптур. Художник без дозволу влади приварює чи закріплює пам'ятники ланцюгами там, де йому заманеться. Пізніше скульптури почали повертати свої місця як пам'ятники архітектури. У своїх роботах скульптор користується зварюванням, різкою, наплавленням та іншими методами обробки металу. Сьогодні його роботи часто виставляються на престижних виставках.



25 квітня 1990 року

Шаттл «Discovery» (STS-31) вивів на орбіту космічний телескоп «Хаббл». Важливу роль у будівництві цього телескопа зіграло лазерне зварювання, яке використовувалося при виготовленні спеціальних легких пористих дзеркал. Космічний телескоп імені Е. Хаббла – один із найуспішніших орбітальних космічних апаратів наукового призначення. Він допомагає досліджувати Сонячну систему, далекі галактики, туманності та інші космічні об'єкти, які неможливо вивчати з Землі.



26 квітня 1986 року

Відбулася катастрофа на Чорнобильській атомній електростанції – найбільша у своєму роді аварія в атомній енергетиці, яка забрала життя сотень людей і спровокувала значні зміни економічного та політичного життя суспільства. Згідно з багатьма попередженнями, одним із недоліків у конструкції станції були неякісно виконані зварювальні роботи, які внесли свій внесок у трагедію. В даний час при проведенні зварювальних робіт для «сухого» зберігання відпрацьованого ядерного палива в сховищі широко використовується автоматичне зварювання електродом, що не плавиться, з подачею «гарячої» присадки в дистанційному управлінні.



27 квітня 1967 року

Відкрилася Всесвітня виставка 1967 р., символом якої стала Монреальська біосфера. Побудована як павільйон американської експозиції міжнародної виставки Ехро-67, біосфера стала одним із символів міста Монреаль. Конструкція має вигляд великої кулі, що складається з безлічі частин, з'єднаних між собою зварюванням. Кожна з них виглядає як спеціальне молекулярне з'єднання, що належить до особливого класу проалотропних форм всім відомого вуглецю. У травні 1976 р. під час ремонтних зварювальних робіт купол біосфери спалахнув, але, на щастя, обійшлося без жертв.



28 квітня 1934 року

Народився Б.І. Казимов, відомий спеціаліст у галузі контактного стикового зварювання труб різного призначення – представник Патонівської школи. За його участю розроблено та впроваджено унікальний зварювальний комплекс «Північ-1». Контактне стикове зварювання, яке здійснюється «Північ», один з небагатьох способів, що дозволяють поєднати практично всі відомі метали та сплави, забезпечуючи високу стабільність та якість з'єднань. Для зварювання газопроводів діаметром 1420 мм переважно у польових умовах, у тому числі в екстремальних умовах Крайньої Півночі, широко використовувався зварювальний комплекс «Північ-1».



29 квітня 1897 року

Сер Джозеф Джон Томсон (1856-1940) – англійський фізик, лауреат Нобелівської премії (1906) за заслуги в області теоретичних й експериментальних досліджень провідності електрики в газах, серед яких найважливіша – відкриття електрона (29 квітня 1897 р.), ізотопів і винаходу мас-спектрометра.



30 квітня 1941 року

Закладено корабель SS Patrick Henry – перший із серії «Ліберті», побудованої для транспортного флоту США. Він був спущений на воду 27 вересня 1941 р. Завдяки заміні клепаної конструкції та технології клепок на зварювальну конструкцію було заощаджено 500 тис. т сталі, а цикл споруди скоротився до 50 днів. За рахунок цього до 1943 р. було побудовано близько 500 судів, а всього було побудовано 2710 кораблів даної серії.

Виходить з 1948 р.
Виходить 12 разів на рік
ISSN 0005-111X
doi.org/10.37434/as
Передплатний індекс 70031

Виходить з 2000 р.
Виходить 12 разів на рік
ISSN 0957-798X
doi.org/10.37434/tpwj
Передплатний індекс 21791

ЖУРНАЛИ

для професіоналів

Виходить з 1989 р.
Виходить 4 рази на рік
ISSN 0235-3474
doi.org/10.37434/tdnk
Передплатний індекс 74475

Виходить з 1985 р.
Виходить 4 рази на рік
ISSN 2415-8445
doi.org/10.37434/sem
Передплатний індекс 70693