

З А В Т О М А Т И Ч Н Е 6 2022 С В А Р Ю В А Н Н Я

Автоматическая сварка

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Automatic Welding

Published 12 times per year since 1948

ЗМІСТ

МЕТАЛОЗНАВСТВО

Бабінець А.А., Рябцев І.О., Лентюгов І.П., Богайчук І.Л.
Вплив мікролегуювання бором на структуру та властивості
наплавленого металу типу інструментальної сталі 25Х5ФМС ...3

Дмитрик В.В., Гаращенко О.С., Берднікова О.М. Визна-
чення структурно-фазового стану зварних з'єднань із
теплостійких перлітних сталей використанням удосконале-
ного методу аналізу 11

ЗАХИСНІ ПОКРИТТЯ

Борисов Ю.С., Вігілянська Н.В., Коломицев М.В., Янце-
вич К.В., Бурлаченко О.М., Цимбаліста Т.В. Формування
композиційних покриттів методом надзвукового плазмо-
вого напилення порошків на основі інтерметаліду TiAl з
неметалевими тугоплавкими сполуками SiC та Si₃N₄17

РЕМОНТНІ ТЕХНОЛОГІЇ

Позняков В.Д., Гайворонський О.А., Демченко Ю.В.,
Денисенко А.М., Жук Г.В. Ремонт корпусу шатуна мобіль-
ної шоквої дробарки METSO LOKOTRACK LT 12023

A. Barvinko, Y. Barvinko, A. Yashnik, O. Kostenevich. Оцінка
несучої здатності циліндричної стінки вертикального звар-
ного резервуара для зберігання нафти після ремонту29

ЗВАРЮВАННЯ КОЛЬОРОВИХ МЕТАЛІВ

Фальченко Ю.В., Петрушинець Л.В. Сучасні технологічні
прийоми зварювання тиском магнієвих сплавів (Огляд)36

До 100-річчя В.К. Лебедєва

До 100-річчя В.К. Лебедєва49

Технологічне використання електричного розряду51

Розробки в галузі електротермії54

Зварювання живих тканин.....59

ІНФОРМАЦІЯ

Центр фізико-хімічних досліджень матеріалів.....61

Інноваційний апарат для очистки поверхні
та друку зображень: MagicCleaner.....63

Календар червня.....65

CONTENT

METAL SCIENCE

Babinets A.A., Ryabtsev I.O., Lentyugov I.P., Bogaichuk I.L.
Influence of microalloying with boron on the structure and
properties of deposited metal of the type of tool steel 25Kh5FMS....3

Dmytryk V.V., Garashchenko O.S., Berdnikova O.M. Heat-
resistant pearlitic steels using an improved analysis method 11

PROTECTIVE COATINGS

Borisov Yu.S., Vigilianska N.V., Kolomytsev M.V., Iantsevitch
K.V., Burlachenko O.M., Tsymbalistaya T.V. Formation of
composite coatings by the method of ultrasonic plasma
spraying of powders based on the intermetallic TiAl with non-
metallic refractory compounds SiC and Si₃N₄.....17

REPAIR TECHNOLOGIES

Poznyakov V.D., Gaivoronskyi O.A., Demchenko Yu.V.,
Denysenko A.M., Zhuk G.V. Repair of the body of connecting
rod of mobile jaw crusher METSO LOKOTRACK LT 12023

A. Barvinko, Y. Barvinko, A. Yashnik, O. Kostenevich.
Evaluation of load bearing capacity of cylindrical shell
of above-ground vertical steel welded tank for oil storage
after repair29

WELDING OF NON-FERROUS METALS

Falchenko Yu.V., Petrushinets L.V. Modern technological
methods of pressure welding of magnesium alloys (Review).....36

To the centenary of V.K.Lebedev

To the centenary of V.K.Lebedev.....49

Technological use of electric discharge51

Developments in the field of electrothermics.....54

Welding live tissues59

INFORMATION

Center for physical and chemical research of materials.....61

Innovative device for surface cleaning and image printing:
MagicCleaner63

June calendar65



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. Ющенко;
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./факс: (38044) 205-23-90
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com/ukr/journal/as

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

Рекомендовано до друку
редакційною колегією журналу

Свідоцтво про державну
реєстрацію KB 4788 від 09.01.2001

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

Передплата 2022

Передплатний індекс 70031.
12 випусків на рік (видається щомісячно).
Друкована версія: 2880 грн. за річний комплект
з урахуванням доставки рекомендованою банделлою.
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./fax: (38044) 205-23-90
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com/eng/journal/as

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

Order of the MES of Ukraine № 409 of 17.03.2020.

Recommended for printing editorial board of the Journal

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

Subscription 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.

ВПЛИВ МІКРОЛЕГУВАННЯ БОРОМ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ ТИПУ ІНСТРУМЕНТАЛЬНОЇ СТАЛІ 25Х5ФМС

А.А. Бабінець, І.О. Рябцев, І.П. Лентюгов, І.Л. Богайчук

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

В роботі експериментально визначено вплив різної кількості мікродобавок бору на структуру та експлуатаційні властивості металу типу інструментальної сталі 25Х5ФМС, отриманого дуговим наплавленням дослідними порошковими дротами під флюсом. Мікролегуєчі добавки вводилися безпосередньо у шихту дослідних порошкових дрітів при їх виготовленні. Визначено, що мікролегування наплавленого металу типу сталі 25Х5ФМС бором у кількості 0,007...0,04 % не погіршує якість формування наплавлених валиків і відділення шлакової кірки. Водночас, при вмісті бору в наплавленому металі $\geq 0,02$ %, спостерігається утворення великої кількості кристалізаційних тріщин, що вкрай негативно впливає на його експлуатаційні властивості. При цьому експериментально встановлено, що введення мікродобавок бору у кількості 0,007...0,01 % до наплавленого металу типу 25Х5ФМС приводить до підвищення його термостійкості та зносостійкості при підвищених температурах у 1,2...2,0 рази. При оптимальному вмісті мікролегуєчих добавок відбувається подрібнення структури наплавленого металу, деяке підвищення мікротвердості та, імовірно, утворення в матриці сплаву складних карбоборидів сферичної форми. З огляду на отримані дані, рекомендовано застосовувати бор в наплавленому металі типу інструментальної сталі 25Х5ФМС в кількості 0,007...0,01 % з метою підвищення його експлуатаційних властивостей. Бібліогр. 12, табл. 4, рис. 11.

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

Вступ. Зараз в нашій країні та за кордоном розроблено велику кількість матеріалів у вигляді суцільних і порошкових дрітів, стрічок та покритих електродів для дугового наплавлення деталей машин і механізмів, які експлуатуються в умовах різних видів зношування, циклічних механічних і термічних навантажень, корозії та ін. [1–5]. По суті, технічні та економічні можливості збільшити експлуатаційні властивості наплавленого металу шляхом звичайного додаткового легування електродних матеріалів практично вичерпані.

Великі можливості в управлінні структурою та властивостями наплавленого металу відкриває використання мікролегування і модифікування, які до теперішнього часу практично не використовуються в наплавлювальному виробництві [6, 7]. Відомі лише окремі роботи, в основному, спрямовані на вирішення практичних завдань, зокрема, наприклад, для наплавлення гребних валів морських суден [8] та інших деталей [9–11].

Метою даної роботи було дослідження впливу мікролегування бором на структуру та експлуатаційні властивості металу типу інструментальної напівтеплостійкої сталі 25Х5ФМС, отриманого шляхом дугового наплавлення порошковими дротами з шихтою, що містить мікролегуєчі добавки.

Матеріали, які використовувалися для проведення досліджень. Для проведення експери-

ментів було розраховано шихтовий склад та виготовлено чотири дослідних порошкових дроти для наплавлення, що забезпечують отримання наплавленого металу типу інструментальної сталі 25Х5ФМС. В якості мікролегуєчої добавки використовували лігатуру ФХБ-1, яка містить 12 % бору. Дану лігатуру у вигляді порошку додавали безпосередньо у шихту порошкових дрітів при їх виготовленні з таким розрахунком, щоб отримати вміст бору у шихті порошкових дрітів від 0,01 до 0,1 %. Як було показано в роботі [6], такий спосіб введення мікролегуєчих або модифікуючих добавок з технологічної та економічної точки зору є найбільш простим і раціональним при дуговому наплавленні. В якості еталону використовували порошковий дріт ПП-Нп-25Х5ФМС без додавання мікролегуєчих добавок. Діаметр всіх розроблених дрітів – 1,8 мм, коефіцієнт заповнення – 25 %. Наплавлення дослідних зразків виконували під флюсом АН-26П.

Методики та зразки для проведення досліджень експлуатаційних властивостей наплавленого металу. Інструменти гарячого деформування в процесі експлуатації, в основному, зношуються внаслідок тертя металу по металу при підвищених температурах. Крім того, в результаті періодичного контакту з нагрітими до високої температури заготовками в наплавленому металі можлива поява

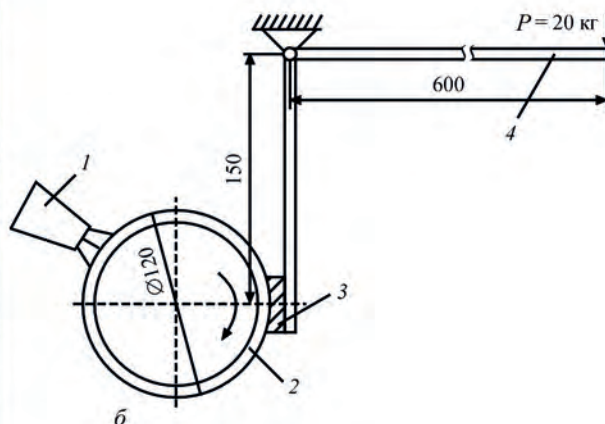
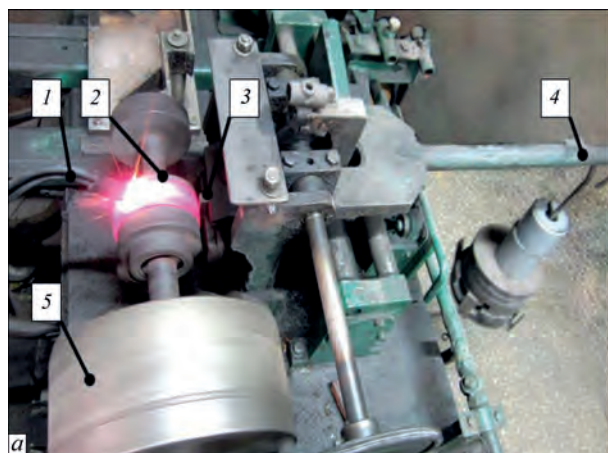


Рис. 1. Вигляд (а) та принципова схема (б) блока установки для дослідження зносостійкості наплавленого металу при терті металу по металу при підвищених температурах: 1 – газовий пальник для підігріву кільця (контртіла), що зношує зразок; 2 – кільце (контртіло); 3 – зразок, що зношується; 4 – важіль з вантажами для притискання зразка до кільця (контртіла); 5 – привід обертання кільця (контртіла)

тріщин термічної втоми. Для проведення досліджень зносостійкості при терті металу по металу при підвищених температурах та термічної стійкості наплавленого металу використовували дослідну блочно-модульну установку [12].

Методика дослідження зношування при терті металу по металу при підвищених температурах. До основних параметрів досліджень відносяться питомий тиск на випробуваний наплавлений зразок, температура нагрівання цього зразка, швидкість відносного переміщення елементів, що труться (швидкість тертя), матеріал кільця (контртіла), що зношує зразок, температура нагрівання кільця.

На рис. 1, а наведено фото блока установки, а на рис. 1, б принципова схема дослідження зносостійкості наплавленого металу при терті металу по металу при підвищених температурах. Співвідношення плечей важільного механізму при вантажі в 20 кг забезпечує притиск зразка до кільця, що зношує зразок, з зусиллям 800 Н. При дотику циліндричної поверхні нагрітого кільця з площиною зразка тиск у місці контакту визначається за формулою

$$P_{уд} = 0,798 \sqrt{\frac{\rho}{D \left(\frac{1-\mu^2}{E_1} + \frac{1-\mu^2}{E_2} \right)}},$$

де $\rho = P/l$; P – зусилля притискання (800 Н); l – ширина зразка (10 мм); D – діаметр кільця (120 мм).

Приймаючи значення коефіцієнта Пуассона та модулів пружності для нагрітої сталі та випробуваного зразка рівним відповідно $\mu = 0,3$; $E_1 = 25000$ МПа; $E_2 = 20000$ МПа, отримаємо значення питомого тиску 100 МПа. Швидкість тертя була 20...22 м/хв, що відповідає найбільш уживаним режимам при гарячій деформації металів.

Кільце, що зношує зразок, нагрівали газокисневим полум'ям. Завдяки строгому певному співвідношенню витрати газу і кисню, температура

кільця підтримувалася постійною – 950...980 °С, що періодично контролювали за допомогою оптичного пірометра. При цьому температура на поверхні зразка в зоні контакту зразка та кільця становила приблизно 600 °С. Зносостійкість зразка визначається по втраті маси до і після випробування, середнє значення якої розраховується по трьом зразкам одного типу.

Методика досліджень термостійкості наплавленого металу. При оцінці термостійкості повторювали цикли нагрівання та охолодження наплавлених зразків до появи тріщин термічної втоми або досягнення певного ступеня розтріскування. У цьому випадку мірою термічної стійкості є кількість циклів до досягнення цих показників. Блок установки для дослідження термостійкості наплавлених зразків наведено на рис. 2.

Зразок, що досліджується, встановлюють в оправці установки так, щоб його наплавлена шліфувана поверхня була направлена до джерела нагріву, в якості якого використовується газокисневий пальник. Привід зворотно-поступального руху забезпечує переміщення оправки із закріпленням у



Рис. 2. Вигляд блока установки для дослідження термостійкості наплавлених зразків: 1 – газовий пальник для підігріву зразка; 2 – досліджуваний зразок; 3 – шланг для подачі води, що охолоджує зразок; 4 – привід переміщення зразка

ній зразком від джерела нагріву до місця, де проводиться охолодження зразка водою.

Рівномірне нагрівання газовим пальником виходить у плямі на поверхні зразка діаметром $\approx 15\ldots 20$ мм. Нагрів триває 12 с, охолодження струменем води – 8 с. За цих умов температура нагрівання поверхні зразка стабілізується до 10 циклу та перебуває в межах $630\ldots 690$ °С. Охолодження зразка водою проводиться до $60\ldots 80$ °С. Цикли нагрівання-охолодження повторюють до появи видимої неозброєним оком сітки термічних тріщин, після чого випробування зупиняли, наплавлена поверхня зразка зачищалася і фотографувалася.

Після цього, для визначення глибини і характеру розповсюдження термічних тріщин в наплавленому металі, зразки всіх типів продовжували навантажувати циклами нагрівання-охолодження до досягнення 200 циклів випробувань. Потім зразки розрізали перпендикулярно до наплавленої поверхні, виготовляли макрошліфи і виконували заміри глибини розповсюдження тріщин. У підсумку, термостійкість кожного типу наплавленого зразка оцінювалася по двом показникам – кількості циклів до появи сітки тріщин, і глибини їх розповсюдження по досягненню 200 циклів нагрів-охолодження. Визначення обох показників розраховувалось як середнє значення по трьом зразкам одного типу.

Проведення металографічних досліджень зразків наплавленого металу виконували за стандартними методами. Зразки були підготовлені на високошвидкісних полірувальних колах, з вико-

ристанням алмазних паст різної дисперсності. Виявлення структури наплавленого металу проводили шляхом електролітичного травлення в 20%-му водяному розчині хромової кислоти. Дослідження мікроструктури здійснювали на металографічному оптичному мікроскопі «Neophot-32» при збільшенні $\times 200$. Твердість фазових складових вимірювали на мікротвердомірі М-400 фірми «Лесо», навантаження становило 1Н, час навантаження – 10 с. Цифрові зображення мікроструктур отримували за допомогою фотокамери «Olympus C-500». Визначення глибини термічних тріщин виконували по виготовленим макрошліфам на металографічному мікроскопі МІМ-7, обладнаному цифровим відеоокуляром SIGETA MCMOS 3100 при збільшенні $\times 90$.

Виготовлення зразків, проведення експериментальних досліджень та обговорення їх результатів. Для визначення впливу мікрорегування бором на зварювально-технологічні властивості порошкових дротів та якість формування наплавленого металу виконували електродугове наплавлення дослідними порошковими дротами ПП-Нп-25Х5ФМС на пластини зі сталі 40Х. Наплавлення всіх зразків виконували під флюсом АН-26П на однаковому режимі: струм – $220\ldots 230$ А, напруга $36\ldots 37$ В, швидкість наплавлення 25 м/год. Наплавлення виконували одиночними валиками з перекриттям приблизно 50 %. З метою уникнення впливу перемішування основного металу, наплавлення кожного зразка виконували в чотири шари.

Зовнішній вигляд зразків після наплавлення наведено на рис. 3, а, з якого видно, що якість

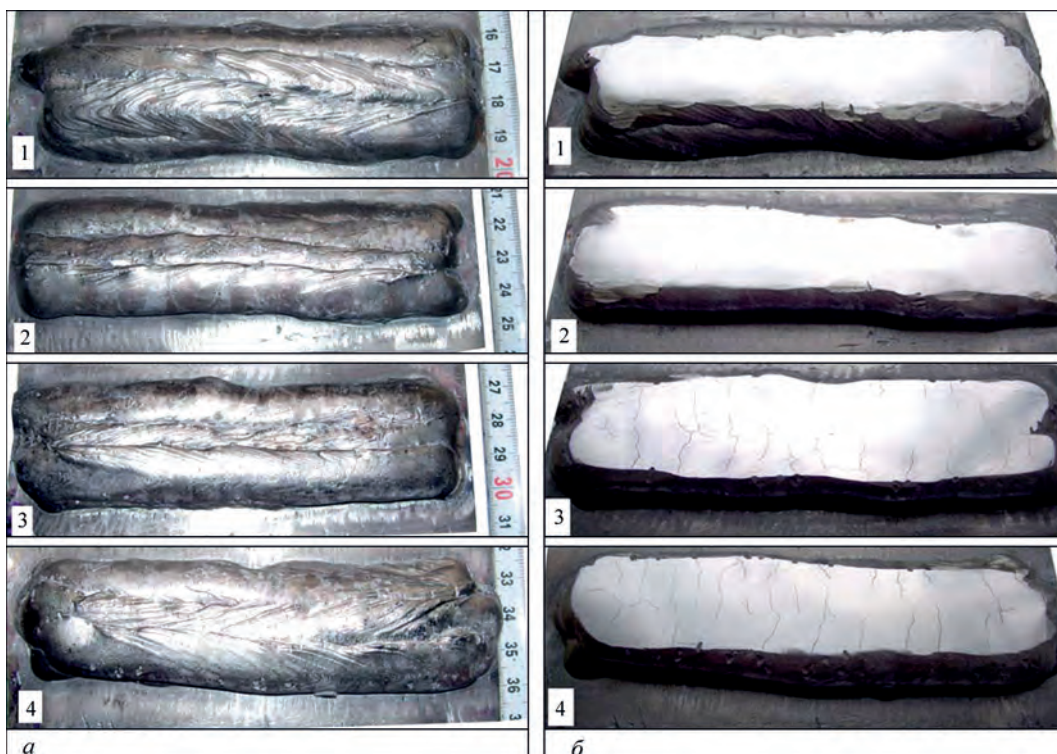


Рис. 3. Зовнішній вигляд зразків зі сталі 40Х після наплавлення (а) і механічної обробки (б). Вміст бору в наплавленому металі, %: 1 – 0; 2 – 0,007; 3 – 0,02; 4 – 0,04

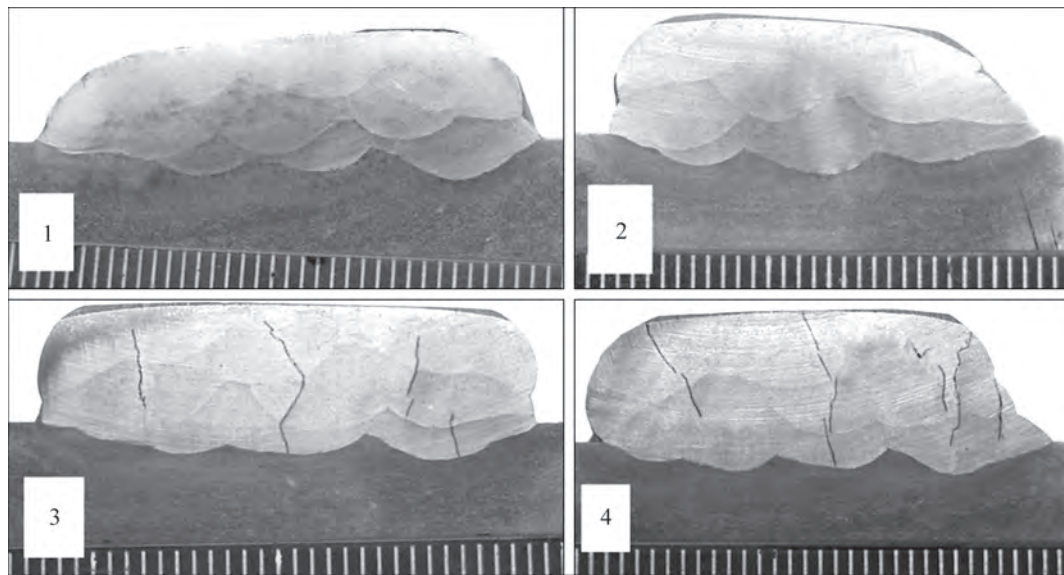


Рис. 4. Поперечні макрошліфи наплавленого металу з різним вмістом бору, %: 1 – 0; 2 – 0,007; 3 – 0,02; 4 – 0,04

формування металу, наплавленого всіма дослідними дротами, практично однакова. Якість відділення шлакової кірки у всіх випадках також знаходилася на одному рівні і була задовільною. Після наплавлення поверхню зразків було прошліфовано та досліджено на наявність пор, тріщин та інших дефектів (рис. 3, б). З наплавлених зразків також були вирізані темплети та підготовлені поперечні макрошліфи (рис. 4).

З наведених рисунків видно, що в усіх наплавлених зразках лінія сплавлення чітка, дефекти у вигляді несплавлень, пор та ін. – відсутні. Однак підвищення вмісту бору $\geq 0,02$ % призводить до появи в наплавленому металі кристалізаційних тріщин, які здебільшого проходять через всі наплавлені шари і доходять до основного металу, проте не переходять в нього.

В табл. 1 наведені дані рентгеноспектрального аналізу вмісту бору в наплавленому металі, а також вплив мікролегування бором на його твердість (зразки № 1–4). Експериментально визначено, що при електродуговому напавленні під флюсом порошковими дротами, що містять лігатуру ФХБ-1, у напавлений метал переходить до 70 % бору, що призводить до поступового підвищення твердості напавленого металу типу сталі 25Х5ФМС. Додатки лігатури ФХБ-1 не погіршують його зварювально-технологічні характеристики і не впливають на якість формування напавле-

ного металу та відділення шлакової кірки. Разом з тим, як зазначено вище, при вмісті бору в напавленому металі $\geq 0,02$ % відмічена поява великої кількості тріщин.

Металографічні дослідження металу типу сталі 25Х5ФМС, напавленого дослідними порошковими дротами, показали, що структура напавленого металу в його центральній частині у зразках усіх типів – лита, складається зі стовпчастих кристалітів, орієнтованих у напрямку тепловідведення (рис. 5). Ширина кристалітів у досліджених зразках трохи відрізняється і становить: зразок № 1 – 40...45 мкм; зразок № 2 – 20...22 мкм; зразок № 3 – 18...20 мкм; зразок № 4 – 15...20 мкм. Таким чином, введення в напавлений метал мікродобавок бору в кількості до 0,04 % призводить до подрібнення мікроструктури металу та зменшення середнього розміру зерен в 2,2...2,5 рази.

Мікроструктура матриці – дрібногочастий мартенсит (рис. 5). У зразках, мікролегованих бором, у нижній частині напавленого металу, ближче до лінії сплавлення, спостерігаються окремі ділянки з більшими голками (довжина голок до 50 мкм) (рис. 6, б–г), твердість цих ділянок не відрізняється від твердості інших зон напавленого металу.

У границь кристалітів у структурі всіх досліджених зразків спостерігаються гладкі світлі виділення, які імовірно являють собою легований аустеніт. Твердість цих виділень складає $HV1 - 6340...6420$ МПа. У зразка № 2 найменша кількість таких виділень, а у зразка № 4 – найбільша.

Структура ЗТВ у зразка № 2 (0,007 % В) на ділянці перегріву являє собою ферит й перліт (рис. 7, а). У ЗТВ спостерігаються відрізки, де ділянка перегріву відсутня, і з боку основного металу спостерігається дисперсна ділянка перекристалізації із дрібнозернистою феритно-перлітною

Таблиця 1. Твердість металу, напавленого дослідними порошковими дротами типу ПП-Нп-25Х5ФМС з різним вмістом бору

Номер зразка	Масова частка бору в напавленому металі, %	Твердість напавленого металу
1	–	50...54
2	0,007	54...55
3	0,02	54...56
4	0,04	55...57

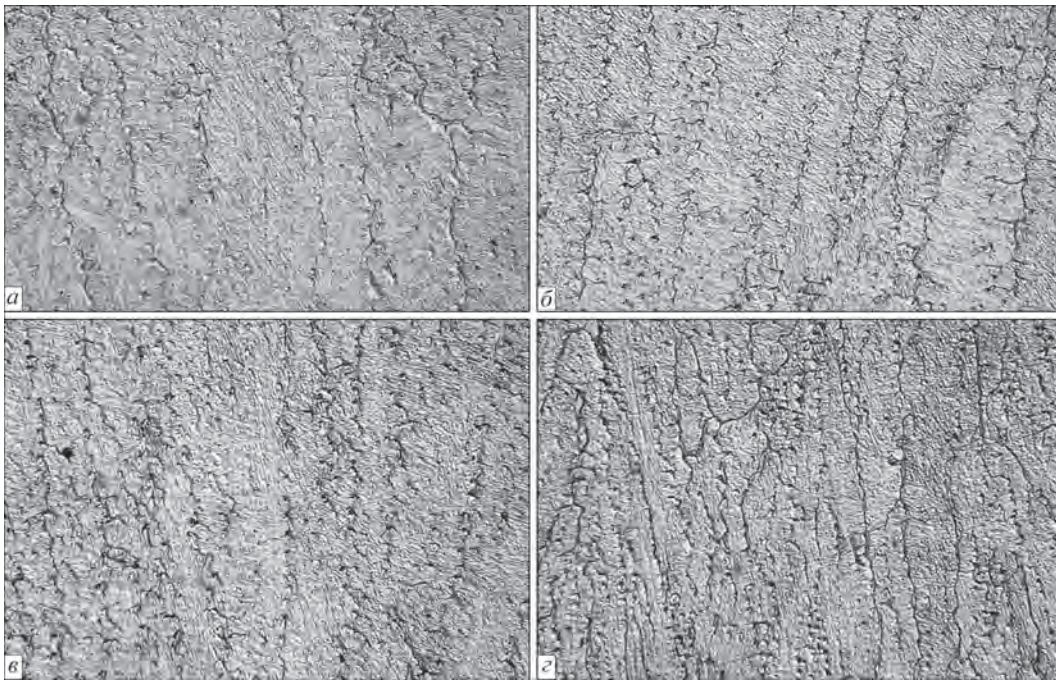


Рис. 5. Мікроструктура ($\times 200$) центральної частини наплавленого металу з різним вмістом бору: *a* – без бору; *б* – 0,007 %; *в* – 0,02; *з* – 0,04

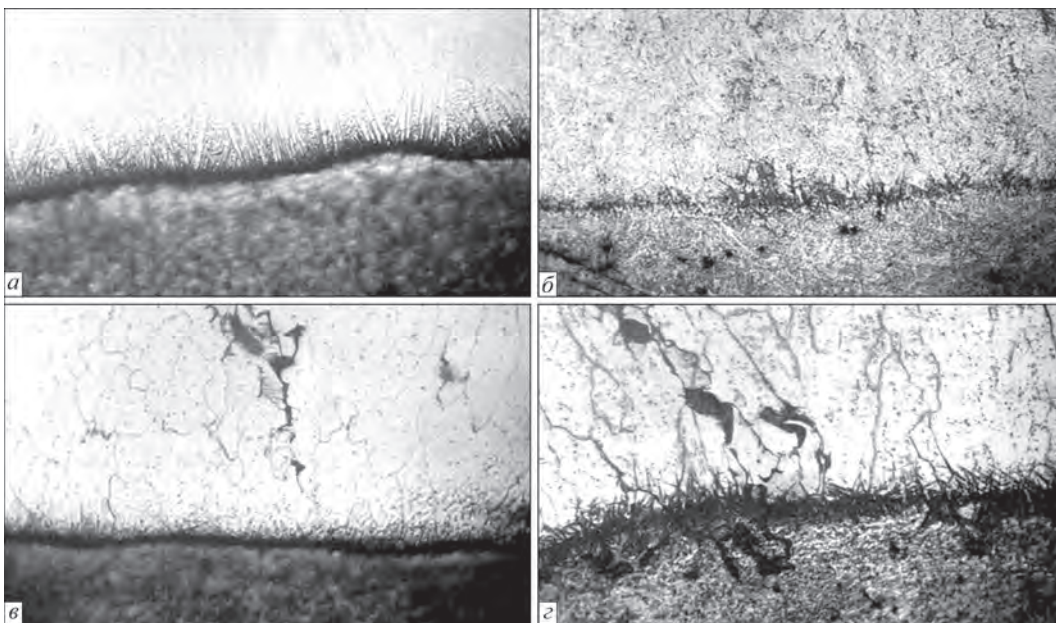


Рис. 6. Мікроструктура ($\times 200$) металу поблизу лінії сплавлення наплавленого (вгорі) та основного (внизу) металу, при різному вмісті бору: *a* – без бору; *б* – 0,007 %; *в* – 0,02; *з* – 0,04

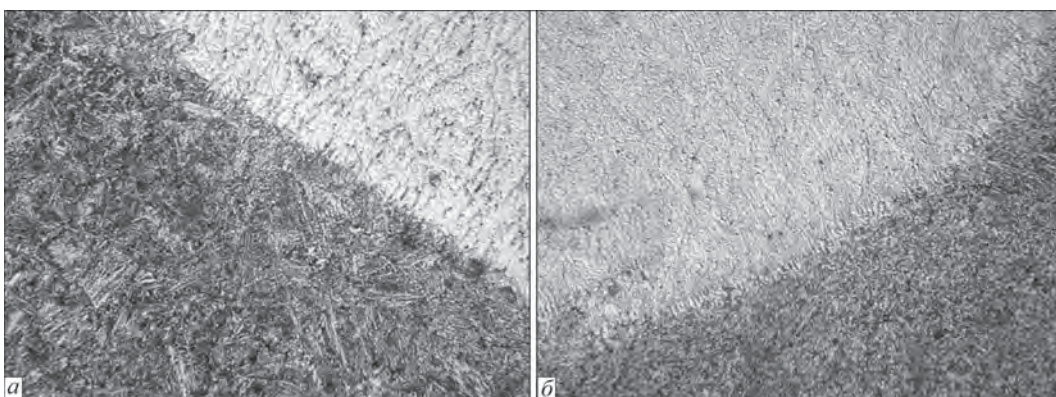


Рис. 7. Мікроструктура ($\times 200$) наплавленого металу з вмістом $B = 0,007\%$ поблизу лінії сплавлення та ЗТВ (опис *a*, *б* див. у тексті)

структурою (рис. 7, б), твердість металу якої складає $HV1 - 2380...2450$ МПа. Така структура утворюється при повторному нагріванні в процесі послідовного наплавлення валиків.

Дефектів на лінії сплавлення та у ЗТВ у зразках № 1 (без В) та № 2 (0,007 % В) не виявлено. В зразках № 3, 4 біля лінії сплавлення відзначено велику кількість мікротріщин (рис. 6, в, г), які здебільшого проходять по границям зерен і розповсюджуються далі в напавлений метал. Зі збільшенням вмісту бору кількість тріщин і їх розміри зростають (рис. 8). Також слід зазначити наявність виділень округлої форми в тілі кристалітів, які, можливо, є складними карбоборидами. Кількість цих виділень також збільшується зі збільшенням вмісту мікродобавок бору у напавленому металі (рис. 9).

Підвищення вмісту бору в напавленому металі від 0,02 до 0,04 % приводить до деякого підвищення мікротвердості його матриці по всьому об'єму напавленого металу (табл. 2).

Таким чином, мікролегування бором напавленого металу типу сталі 25Х5ФМС у кількості

0,007...0,04 % приводить до значного подрібнення мікроструктури напавленого металу та збільшення мікротвердості його матриці. Разом з тим, при вмісті бору в напавленому металі $\geq 0,02$ %, в ньому починають з'являтися мікротріщини, що розповсюджуються від лінії сплавлення з основним металом та проходять крізь всі шари напавленого металу. Зі збільшенням вмісту бору до 0,04 % кількість та розгалуженість цих тріщин значно зростає.

Враховуючи викладене вище, при дослідженні впливу мікролегування бором на експлуатаційні властивості напавленого металу вирішено обмежити максимальний вміст бору у напавленому металі на рівні 0,01 % для уникнення появи тріщин і зниження службових властивостей напавленого металу.

Напавлення зразків для визначення стійкості проти термічної втоми виконували одиничними валиками з перекриттям 40...50 % на заготовки розмірами 20×40×200 мм. Для виготовлення зразків для дослідження стійкості напавленого металу в умовах тертя метал по металу при під-

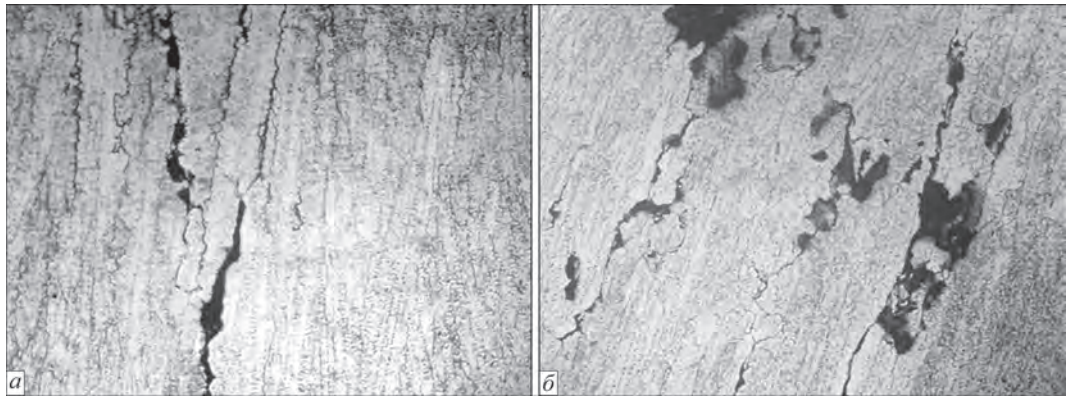


Рис. 8. Мікроструктура (×200) ділянок центральної частини напавленого металу з вмістом бору: а – 0,02 %; б – 0,04

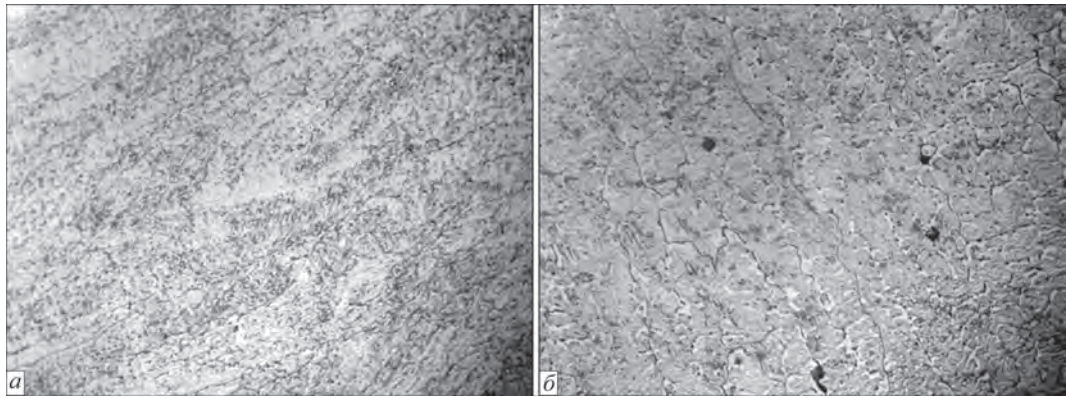


Рис. 9. Мікроструктура (×200) верхньої частини напавленого металу у зразках з вмістом бору: а – 0,02 %; б – 0,04

Таблиця 2. Мікротвердість ділянок металу, напавленого дослідними порошковими дрютами з різним вмістом бору

Ділянка напавленого металу	Мікротвердість (HV1) при вмісті бору:			
	– (зразок № 1)	0,007 % (зразок № 2)	0,02 % (зразок № 3)	0,04 % (зразок № 4)
Верх	5720...6420	6130...6420	6420...7240	6490...7240
Центр	5420...6420	5720...6490	5920...6630	6060...6420
Низ	5660...5720	5480...5720	6060...6420	6130...7070

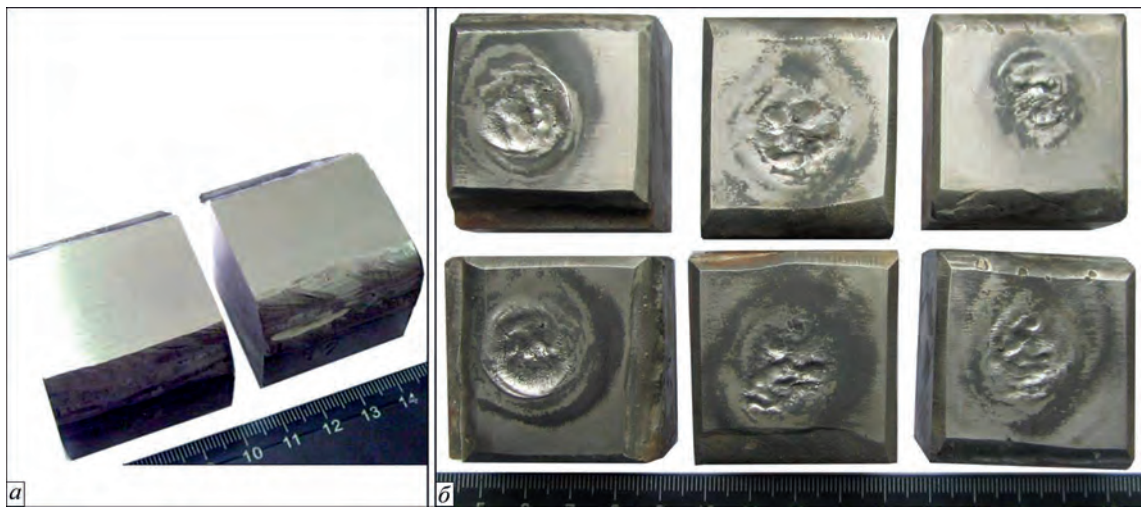


Рис. 10. Зовнішній вигляд зразків для дослідження термостійкості наплавленого металу до (а) та після випробувань (б)

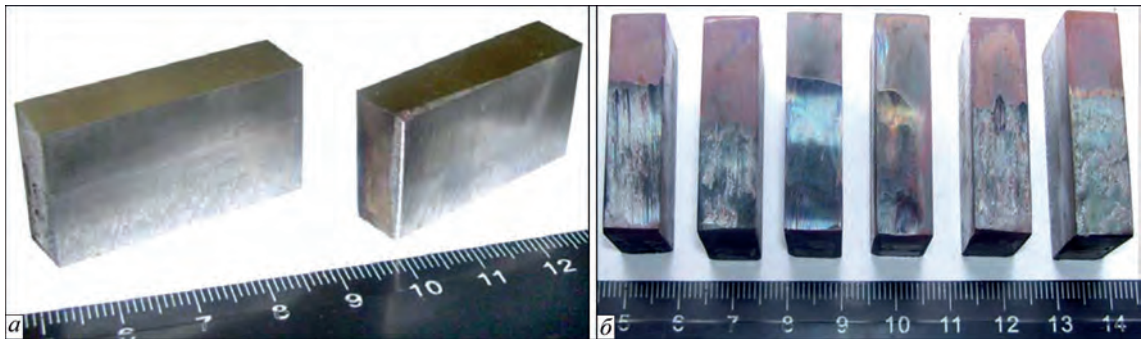


Рис. 11. Зовнішній вигляд зразків для дослідження зносостійкості наплавленого металу при підвищеній температурі до (а) та після випробувань (б)

Таблиця 3. Результати дослідження термостійкості наплавленого металу (середні значення)

Номер зразка	Кількість циклів до появи:				Глибина тріщин, мм	
	Першої тріщини	Нових тріщин	Дрібної сітки тріщин	Розвиненої сітки тріщин	Середня	Максимальна
1	70	100	140	175	0,07	0,13
2	100	130	170	200	0,04	0,07

вищеній температурі виконували наплавлення одиничними валиками без перекриття на торець заготовок розмірами 15×25×200 мм. Така техніка наплавлення була обрана виходячи з розмірів та конструкції зразків для визначення службових характеристик наплавленого металу, відповідно до розроблених методик експериментальних досліджень.

Зразки для дослідження термічної стійкості наплавленого металу мали розміри 40×40×30 мм, при цьому поверхня, що нагрівається, мала розміри 40×40 мм. Зразки для дослідження зносостійкості при підвищених температурах мали розміри 10×17×40 мм, при цьому поверхня, що зношується, мала розміри 10×17 мм. Зовнішній вигляд зразків до та після досліджень термостійкості та

Таблиця 4. Результати дослідження зносостійкості при підвищених температурах (середні значення)

Номер зразка	Втрата маси, г	
	Наплавленого зразка	Кільця (контртіла)
1	0,456	5,4
2	0,373	2,8

зносостійкості наведений на рис. 10 та 11, а результати цих досліджень наведені в табл. 3 та 4 відповідно.

Мікролегування наплавленого металу 25Х5МФС бором у межах 0,007...0,01 % позитивно впливає на термостійкість наплавленого металу типу 25Х5МФС. Тріщини термічної втоми у мікролегованому бором металі наплавленого зразка зароджуються пізніше, їхня середня довжина та кількість менша, аніж у зразка-еталона. Також відзначений позитивний вплив мікролегування бором і на зносостійкість металу при терті металу по металу при підвищених температурах – втрати маси зразка і кільця (контртіла), яке зношує зразок, знижуються у 1,2 та 2,0 рази відповідно.

Висновки

1. Мікролегування наплавленого металу типу 25Х5МФС бором в межах 0,007...0,01 % призводить до значного подрібнення його мікроструктури та деякого підвищення мікротвердості його матриці. При цьому підвищення вмісту бору в на-

плавленому металі $\geq 0,02$ % призводить до утворення в ньому великої кількості кристалізаційних тріщин, які розповсюджуються через всі шари наплавленого металу.

2. Мікролегування наплавленого металу 25X5MFC бором у кількості 0,007...0,01 % підвищує його термостійкість та зносостійкість при підвищених температурах у 1,4...1,75 та 1,2...2,0 рази відповідно, що може бути пояснено, в основному, подрібненням його мікроструктури та підвищенням мікротвердості його матриці.

Список літератури/References

1. Рябцев И.А., Сенченков И.К., Турык Э.В. (2015) *Наплавка. Материалы, технологии, математическое моделирование*. Gliwice, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej.
2. Ryabtsev, I.A., Senchenkov, I.K., Turyk, E.V. (2015) *Surfacing. Materials, technologies, mathematical modeling*. Gliwice, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej.
3. Kondratiev, I.A., Ryabtsev, I.A. (2014) Flux-cored wires for surfacing of steel hot mill rolls. *The Paton Welding J.*, **6-7**, 95–96. <https://doi.org/10.15407/tpwj2014.06.20>
4. Zhudra, A.P., Voronchuk, A.P. (2012) Cladding flux-cored strips (Review). *The Paton Welding Journal*, **1**, 34–38.
5. Bely, A.I., Zhudra, A.P., Dzykovich, V.I., Petrov, V.V. (2018) Electrodes for arc hardfacing of composite alloys. *Ibid.*, **1**, 29–32. <https://doi.org/10.15407/tpwj2018.01.06>
6. Student, M.M., Voytovych, A.A., Sirak, Ya.Ya., Gvozdetyskiy, V.M. (2020) Development of new electrode materials, methods of restoration and protection of thin-walled parts of equipment, which are operated under the conditions of abrasive and gas-abrasive wear. *Ibid.*, **10**, 31–34. <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.10.06>
7. Babinets, A.A., Ryabtsev, I.O. (2021) Classification of methods of modification and microalloying of deposited metal (Review). *Ibid.*, **9**, 2–8. <https://doi.org/10.37434/tpwj2021.09.01>
8. Gladky, P.V., Mikaelyan, G.S. (2015) *Микролегирувание и модифицирование износостойкого наплавленного металла*. Сб. Наплавка. Технологии, материалы, оборудование. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона, сс. 71–73.
9. Gladky, P.V., Mikaelyan, G.S. (2015) *Microalloying and modification of wear-resistant deposited metal*. In: *Surfacing. Technologies, materials, equipment*. Kyiv, PWI, 71-73 [in Russian].
10. Stepanov, K.K., Matvienko, V.N., Oldakovskiy, A.I. (2011) Modification of medium-chromium deposited metal. *The Paton Welding J.*, **8**, 10–12.
11. Krivchikov, S.Yu. (2012) Modification by boron of deposited metal of white cast iron type. *Ibid.*, **6**, 19–21.
12. Hou, Q.Y., Huang, Z., Wang, J.T. (2011) Influence of nano- Al_2O_3 particles on the microstructure and wear resistance of the nickel-based alloy coating deposited by plasma transferred arc overlay welding. *Surf. Coat. Technol.*, **206/8-9**, 2806–2812. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2010.10.047>
13. Рябцев И.И., Черняк Я.П., Осин В.В. (2004) Блочно-модульная установка для испытаний наплавленного металла. *Сварщик*, **1**, 18–20.
14. Ryabtsev, I.I., Chernyak, Ya.P., Osin, V.V. (2004) Modular unit for testing of deposited metal. *Svarshchik*, **1**, 18–20 [in Russian].

INFLUENCE OF MICROALLOYING WITH BORON ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF DEPOSITED METAL OF THE TYPE OF TOOL STEEL 25Kh5FMS

A.A. Babinets, I.O. Ryabtsev, I.P. Lentugov, I.L. Bogaichuk

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 influence of different amounts of boron microadditives on the structure and operational properties of metal of the type of tool steel 25Kh5FMS, produced by arc welding using the experimental flux-cored wires, was experimentally determined. Microalloying additives were introduced directly into the charge of experimental flux-cored wires during their manufacture. It was found that microalloying of the deposited metal of the type of steel 25Kh5FMS with boron in the amount of 0.007...0.04 % does not deteriorate the quality of deposited beads formation and separation of the slag crust. At the same time, when the boron content in the deposited metal is $\geq 0.02\%$, the formation of a large number of crystallization cracks is observed, which has an extremely negative effect on its operational properties. Moreover, it was experimentally found that the introduction of boron microadditives in the amount of 0.007...0.01% to the deposited metal of the type 25Kh5FMS leads to an increase in its heat resistance and wear resistance at elevated temperatures by 1.2...2.0 times. With an optimal content of microalloying additives, a refinement of the structure of the deposited metal, some increase in microhardness and, probably, the formation of complex spherical carboborides in the alloy matrix occur. In view of the obtained data, it is recommended to use boron in the deposited metal of the type of tool steel 25Kh5FMS in the amount of 0.007...0.01% in order to improve its operational properties. 12 Ref., 4 Tabl., 11 Fig.

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

Надійшла до редакції 26.05.2022

НОВА КНИГА



Втомна довговічність наплавлених деталей: монографія / Рябцев І.О., Книш В.В., Бабінець А.А., Соловей С.О. (Під загальною редакцією д.т.н., проф. І.О. Рябцева). К.: Інтерсервіс, 2022. – 204 с.

Книга є узагальненням накопиченого авторами досвіду та наявних у технічній літературі відомостей з однієї з важливих проблем наплавлення – втомної довговічності наплавлених деталей, що експлуатуються в умовах різних видів зношування та циклічних механічних і термічних навантажень. Основну увагу в монографії приділено експериментальним дослідженням за розробленими авторами методиками втомної довговічності багатоварових зразків, наплавлених різними за хімічним складом та механічними властивостями матеріалами, залежно від їх опирання (закріплення) та зношування, а також області застосування та особливостей формування циклічних механічних навантажень. Придільено також увагу проблемі ремонту за допомогою наплавлення деталей із втомними пошкодженнями, коли довжина втомної тріщини ще не досягла критичного розміру, після якого слідує аварійне руйнування деталі.

Розрахована на інженерно-технічних працівників, зайнятих у галузі наплавного та зварювального виробництва. Може бути корисною викладачам, аспірантам та студентам технічних університетів.

ISBN 978-966-999-255-0

ВИЗНАЧЕННЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СТАНУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ІЗ ТЕПЛОСТІЙКИХ ПЕРЛІТНИХ СТАЛЕЙ ВИКОРИСТАННЯМ УДОСКОНАЛЕНОГО МЕТОДУ АНАЛІЗУ

В.В. Дмитрик¹, О.С. Гаращенко¹, О.М. Берднікова²

¹Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», 61002, м. Харків, вул. Кирпичова, 2

²ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: garashchenko.helena@gmail.com

Представлено результати визначення кількості та розмірів зерен структурних складових металу зварних з'єднань паропроводів. Зазначене визначення виконували шляхом використання удосконаленого методу аналізу структурно-фазового стану металу зварних з'єднань. Встановили, що в процесі довготривалого напрацювання зварних з'єднань зерна α -фази збільшуються за розмірами. Структурний аналіз проводили стосовно основного металу зварних з'єднань, ділянок зони термічного впливу, а також металу шва. Встановили, що при довготривалому напрацюванні зварних з'єднань паропроводів, на ділянках їх зони термічного впливу збільшуються розміри зерен. Виявили, що частково ліквідуються границі між окремими зернами. На основі аналізу статистичних даних, при застосуванні методу січних ліній, виявили розміри зерен, а також їх форму і розподіл. Бібліогр. 9, табл. 1, рис. 7.

Ключові слова: зварні з'єднання паропроводів, металографічний аналіз, величина зерен, кількість зерен, розміри зерен, пікселі

Вступ. В металі паропроводів, довготривало працюючих в умовах повзучості та малоциклової втоми, проходять структурно-фазові зміни, що призводить до зниження їх експлуатаційних характеристик [1]. Такі зміни в більшій мірі відбуваються в металі зварних з'єднань паропроводів, чому сприяє наявність їх вихідної структурної неоднорідності. Виявлення структурно-фазових змін, а також рівня пошкоджуваності металу зварних з'єднань, є доцільним для встановлення надійної роботи та визначення залишкового ресурсу зварних з'єднань паропроводів.

Для дослідження структурно-фазового стану металу зварних з'єднань доцільно застосовувати метод січних ліній та кіл [2], який дозволяє з більшою точністю його виконувати. Наведений метод дозволяє з більшою мірою визначати кількість зерен відповідних структур, їх розміри і форму, а також забезпечує уточнення залежності механічних властивостей металу від величини зерен і дозволяє виявити, за допомогою кількісного аналізу, утворення нових зерен і зерен, які можна віднести до бракувальних. При довготривалому напрацюванні зварних з'єднань із теплостійких сталей в умовах повзучості їх вихідна структура перетворюється на феритно-карбідну суміш [1, 3, 4]. Наявність наведеної структури суттєво знижує механічні властивості металу зварних з'єднань, а також призводить до прискореного утворення пор повзучості та тріщин втоми [3–5].

Літературний огляд. Розвиток методів вивчення структури металу паропроводів шляхом використання комп'ютерних технологій за-

безпечує підвищення рівня кількісної оцінки їх структурно-фазового стану. Взаємозв'язок між фізико-механічними властивостями і структурно-фазовим станом вивчали і раніше [1–4]. Однак відомі методи не в повній мірі враховували властивості складових структур. Відповідно, знижувалась оцінка залежності властивостей металу від його структурно-фазового стану. Кількісна оцінка передбачає визначення середнього розміру зерен і статистичний розподіл зерен за їх розмірами, з урахуванням фазової відповідності. Наприклад, в нормативних положеннях [6] надається зв'язок механічних властивостей металу зварних з'єднань після їх термічної обробки з розмірами зерен аустеніту і фериту.

Для встановлення залежності механічних властивостей металу зварних з'єднань від їх структурного стану розробили інтегровану математичну модель [7]. Дана модель дозволяє внести уточнення в зміну мікроструктури при перетворенні аустеніту в процесі охолодження і утворення продуктів розпаду аустеніту. Моделювання структурних змін і відповідних механічних властивостей в умовах високих напружень і температур реалізували шляхом застосування методу кінцевих елементів (FE) з урахуванням кінетики фазових перетворень [8].

При довготривалій експлуатації в умовах повзучості в структурі металу паропроводів відбуваються процеси повернення та рекристалізації. Проходження таких процесів забезпечує збільшення зерен, що призводить до прискорення пошкоджуваності за механізмом утворення пор

Дмитрик В.В. – <https://orcid.org/0000-0002-1085-3811>, Гаращенко О.С. – <https://orcid.org/0000-0002-9572-6095>,

Берднікова О.М. <https://orcid.org/0000-0001-9754-9478>

© В.В. Дмитрик, О.С. Гаращенко, О.М. Берднікова, 2022

повзучості і за механізмом утворення тріщин втоми. Відповідно, визначення величин зерен і їх локальної концентрації представляється актуальним для встановлення надійної роботи зварних з'єднань паропроводів і уточнення їх залишкового ресурсу.

Метою роботи є удосконалення методу металографічного аналізу структурно-фазового стану металу зварних з'єднань із теплостійких сталей стосовно їх довготривалого напрацювання в умовах повзучості.

Методологія досліджень. Вирішення задачі аналізу структури зразків зварних з'єднань виконували шляхом використання запропонованої системи визначення і систематизації структурних складових.

Система дозволяє з більшою точністю визначати кількісну оцінку структури металу на основі аналізу зображень, які складаються з масиву пікселів, за RGB і HSV моделями кольору. Рішення поставленої задачі передбачало вдосконалення підсистеми (рис. 1), використання якої забезпечує:

- формування масивів пікселів з виявленням компонент кольору структур за моделями RGB і HSV;
- виконання візуалізації зображення структур;
- виявлення основних статистичних характеристик розподілення компонент кольору;
- встановлення фрактальних розмірностей за заданим діапазоном масштабів (області скейлінгу) для виміру довжини контуру;
- виконання статистичного аналізу розподілу досліджуваних ознак (виділених пікселів за ши-

риною та довжиною зображення кількості зерен і їх розмірів за лініями, що вимірюються);

– обґрунтування висновків стосовно форми візуалізації результатів аналізу у вигляді щільності розподілення або інтегральної функції ймовірності їх концентрації.

Визначення компонентів моделей кольору RGB і HSV для масиву пікселів зображення виконували шляхом визначення їх властивостей: Red, Green, Blue, Hue, Saturation, Brightness (Value).

Визначали кількість зерен і їх розміри уздовж прямих ліній, які вимірювали по граничним пікселям шляхом розгляду металографічних зображень мікрошліфів при збільшенні $\times 320$. Вивчали структуру зразків зварних з'єднань зі сталі 15X1M1Ф (таблиця), які вирізали з діючих паропроводів з напрацюванням 200 і 270 тис. год, а також із зразків зварних з'єднань із даної сталі (без напрацювання), які виготовляли на штатних режимах (рис. 2).

Спочатку визначали пікселі зображення стосовно складових структури металу. Враховували, що ділянки виділення елементів формуються у відповідності до заданого діапазону значень фільтру за вибраними компонентами кольору (одному або декільком) на основі RGB і HSV-моделі (рис. 3). В результаті утворюються замкнені ділянки виділення, що складаються з масиву пікселів, які відносяться до досліджуваного структурного елементу. Такі ділянки виходять внаслідок попадання величин компонент кольору пікселів в

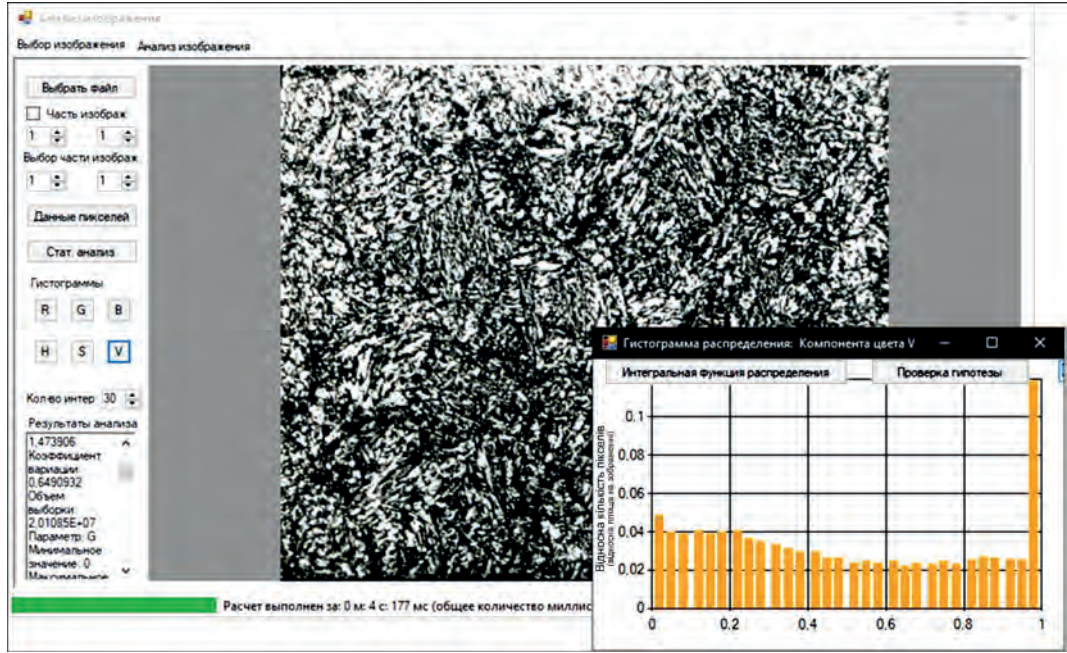


Рис. 1. Скриншот екранної форми системи статистичного аналізу зображень мікрошліфів. Вихідна структура основного металу зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Ф, $\times 320$

Хімічний склад сталі 15X1M1Ф, мас. %

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	V	Cu
0,1...0,15	0,17...0,37	0,4...0,7	$\leq 0,25$	$\leq 0,025$	$\leq 0,025$	1,1...1,4	0,9...1,1	0,2...0,35	$\leq 0,025$

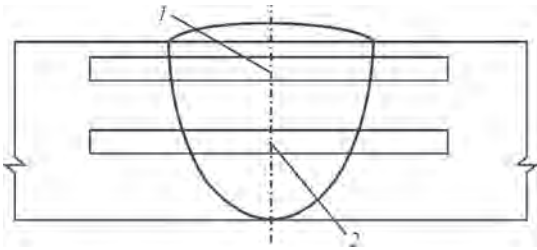


Рис. 2. Схема вирізки зразків зі зварних з'єднань у поперечному перерізі

певний діапазон. У більшості випадків ділянки виділення створюються при розгляді основної складової структури. Контуром ділянок виділення були виявлені приграничні виділені пікселі, визначальною умовою для яких було розташування невиділених пікселів. Вирішення задачі спрощувалось при розгляді двохфазної структури металу. Стандартна задача виявлення кількості зерен і їх розмірів вирішувалась з урахуванням граничних пікселів, що перетинаються вимірювальною лінією. Шляхом виявлення відстаней між граничними пікселями виявляли розміри зерен і відстань між ними.

Візуалізацію металографічного аналізу виконували шляхом виділення на зображенні мікрошліфа ділянок перліту з заміною оригінального кольору (рис. 3, а) на обраний білий колір (рис. 3, б).

Враховували рівень і поріг світлості $V_{\max}$ (компонента яскравості V для моделі кольору HSV).

В якості порогового значення яскравості кольору в основному приймали $V_{\max} = 0,44$, що дозволило виділити перліт на зображенні мікрошліфа. Дана величина також розглядалась стосовно щільності розподілу величин компоненти V (яскравість) для моделі кольору HSV.

На зображенні мікрошліфа (див. рис. 3, а) перліт можна віднести до основного структурного елементу, який є близьким до бракувальних структур в металі зварних з'єднань. На рис. 3, б наведено накладені вимірювальні лінії (задано по 3 горизонтальних і вертикальних ліній з виділеними пікселями, що належать фериту).

Враховували наявність об'єкта за мінімальною і максимальною кількістю вимірювальних

ліній, що є достатнім для статистично обґрунтованого визначення кількості зерен та їх розмірів. Обмеженнями для вибору кількості ліній виміру (див. рис. 3) були мінімальний розмір зображення і умова визначення граничного пікселя. З урахуванням необхідності статистичного аналізу особливостей, які досліджувались, виявляли умови врахування мінімальної кількості ліній $N_l > 3$. Зображення мікрошліфів, що досліджувались, мали однакові розміри – 1536×1152 пікселів. Відповідно сформували наступний список кількості ліній $N_l = \{3, 5, 7, 9, 20, 30, 40, 60\}$.

Використання постійної кількості вимірювальних ліній N (горизонтальних і вертикальних) для всіх зображень дозволило отримати відносні значення досліджених ознак для їх наступного зіставлення. Таким чином надавали можливість виконання порівняльного аналізу кількості зерен і їх розмірів.

На рис. 4 наведено результати аналізу зображень, які отримали шляхом використання запропонованої системи, що надаються як гістограми щільності розподілів ознак.

Гістограми щільності розподілу розмірів зерен наведено в пікселях зображення. При подальшому аналізі розглядали відносні величини досліджуваних ознак по відношенню до ширини зображення. Такий підхід дозволив виконувати порівняльний аналіз незалежно від ступеню деталізації вихідного зображення. Подальший перехід до абсолютних величин є можливим з урахуванням відомого фактичного розміру ділянок.

Основною характеристикою аналізу вважали середньоарифметичну величину розмірів зерен [9]. В дослідях одержаних результатів (див. рис. 4), додатково до середньоарифметичної величини також розглядали середньоквадратичний відхил значень досліджуваних ознак. Розгляд двох статистичних характеристик виявився достатнім для кількісної оцінки структурних змін у досліджуваних зразках.

Обговорення результатів дослідження. При вирішенні задачі враховували виявлений вплив кількості заданих ліній виміру на досліджувані ознаки. Одержані залежності (представлені на

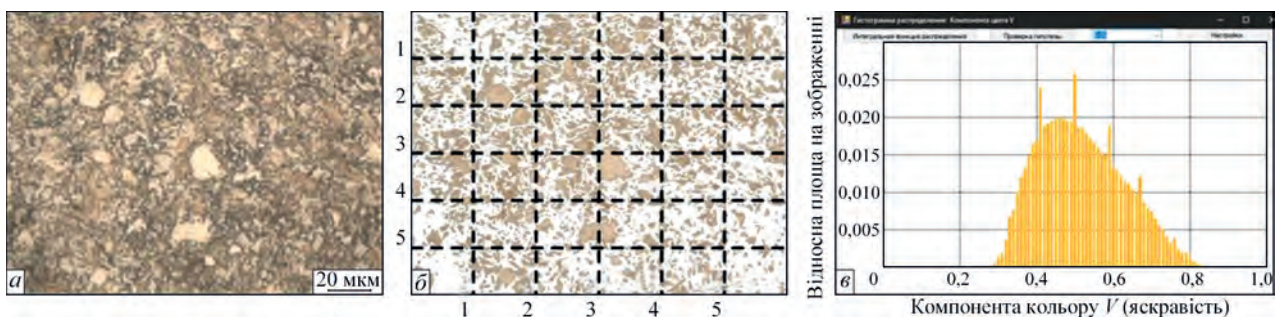


Рис. 3. Зображення мікрошліфа (а) після виділення пікселів з яскравістю до 0,52 і задання п'яти вертикальних і горизонтальних вимірювальних ліній (б) для основного металу, (в) – гістограма розподілу яскравості кольору пікселів. Зварне з'єднання зі сталі 15X1M1Ф. Ресурс 270 тис. год

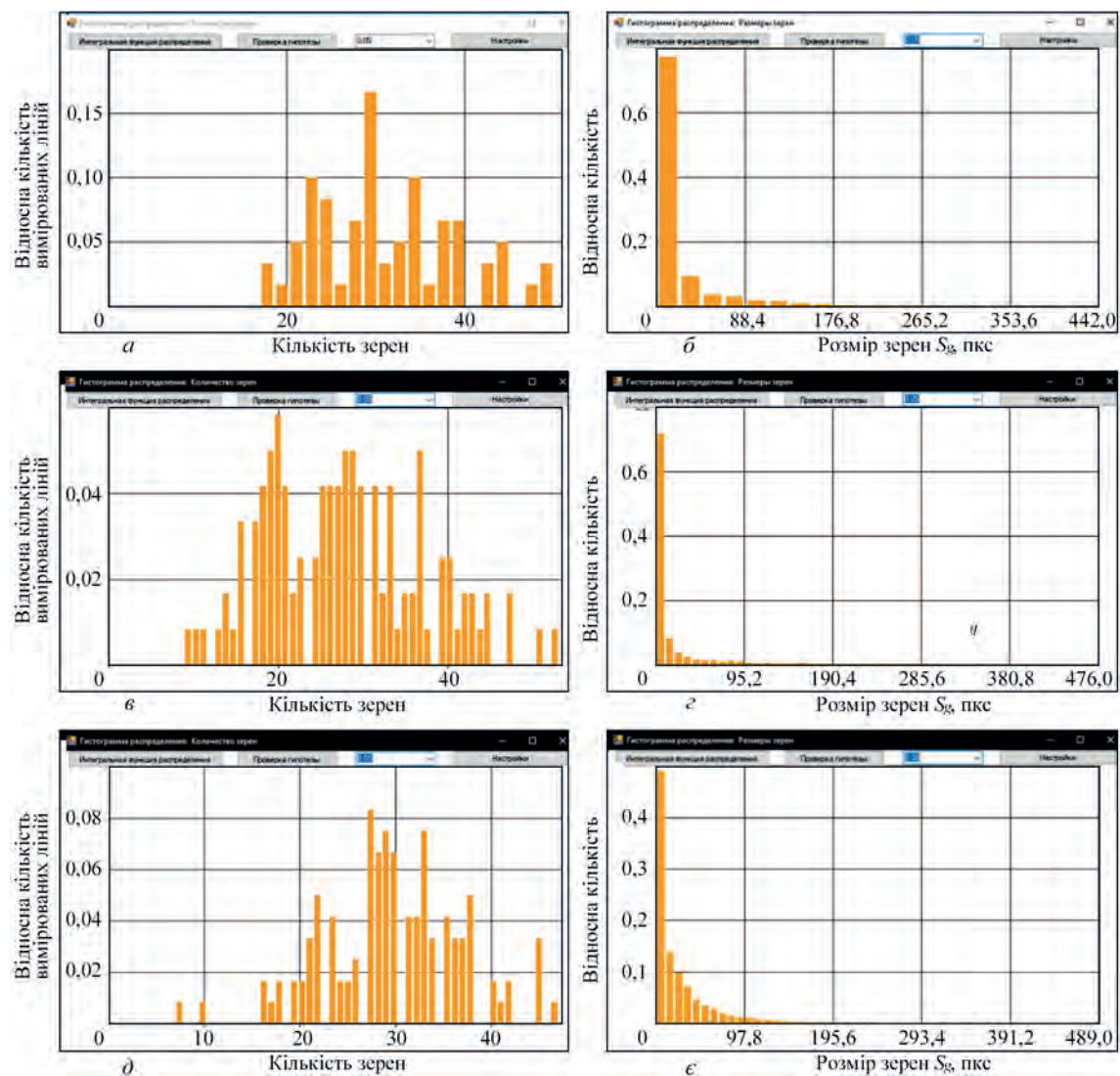


Рис. 4. Гістограми розподілу досліджуваних ознак стосовно структури металу шва (а, б), основного металу (в, г) та ЗТВ (д, е) вихідного зразка

рис. 5) враховували для всіх отриманих зображень мікрошліфів для забезпечення порівняльного аналізу. Приклади результатів розрахунку за визначенням кількості зерен і їх розмірів стосовно однієї з досліджуваних ділянок мікрошліфа зварного шва тестового зразка (див. рис. 1) наведено на рис. 5. Представлені графіки дозволяють обрати достатню кількість вимірювальних ліній для отримання статистично стійких величин досліджуваних ознак. Встановили, що кількість ліній в інтервалі 6...60 дозволяє отримати відповідні ве-

личини статистичних характеристик з достатнім рівнем точності.

Встановлені залежності (представлені на рис. 5) є загальноприйнятими, тому їх доцільно використовувати для усіх зображень мікрошліфів, що досліджуються. Отримані результати, наприклад (рис. 5), слід розглядати як зведені рекомендації. На рис. 6 представлено результати порівняльного аналізу для досліджуваних зразків. Такий аналіз виконували з використанням статистичних характеристик, що враховують серед-

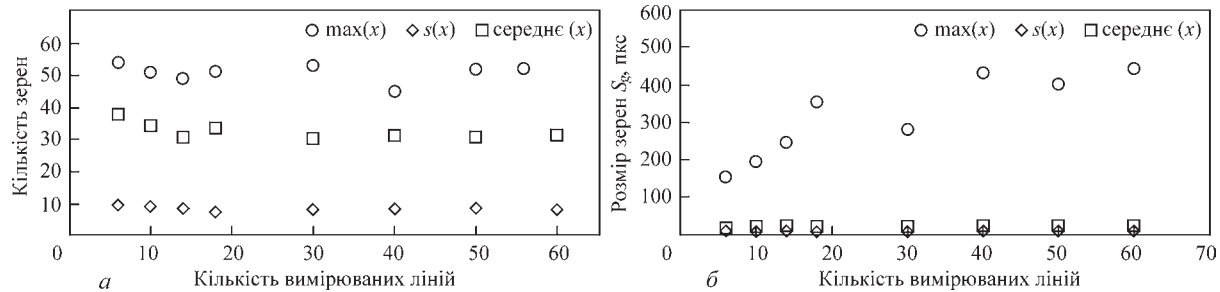


Рис. 5. Залежність статистичних характеристик визначених ознак: (а – кількість зерен; б – розміри зерен) від кількості вимірюваних ліній для зварного шва зразка без напрацювання. S_g – середня величина розмірів зерен

ню величину та середньоквадратичне відхилення визначеної кількості зерен поміж вимірюваними лініями та розмірами зерен $\sigma\{X\}$ (для отримання результатів використовували по 5 вимірюваних ліній, як горизонтальних, так і вертикальних (див. рис. 3, б).

Графік статистичних характеристик розподілу кількості зерен (рис. 6, а) дозволив виявити суттєві тенденції і відмінні риси. Виявлено вплив напрацювання ресурсу T_R для основного металу зразків за середньоквадратичним відхиленням $\sigma\{N_i\}$. Наприклад, збільшення T_R призводить до тенденції зменшення $\sigma\{N_i\}$. Для металу шва збільшення T_R створило умови до збільшення середньоарифметичної величини N_i і середнє відхилення $\sigma\{N_i\}$ після напрацювання 250 тис. год. Для ділянок зони термічного впливу (ЗТВ) зі збільшенням T_R несуттєво зменшуються характеристики N_i і $\sigma\{N_i\}$, до 83,3 і 69,3 % від первинних величин відповідно. В основному для зразків (незалежно від напрацювання ресурсу) є характерною відмінність структури основного металу від структури металу шва і ЗТВ. Така відмінність підтверджується значним середньоквадратичним відхиленням $\sigma\{N_i\}$. Найменші величини N_i і $\sigma\{N_i\}$ є характерними для вихідної структури ділянок ЗТВ зразка (див. рис. 1).

На рис. 6 представлено результати статистичного аналізу розмірів зерен щодо ширини зображення. Відносно структури основного металу зразки з напрацюванням 270 тис. год. T_R мають менші величини середньоквадратичного відхилення $\sigma\{S_i\}$ відносно вихідної структури. Для металу шва при збільшенні напрацювання T_R призводить до зменшення S_i і $\sigma\{S_i\}$. При цьому S_i зменшується до 59,6 %, а $\sigma\{S_i\}$ – до 74,4 % від аналогічної величини вихідного зразка. Для зразків з довготривалим напрацюванням середньоарифметична величина S_i зменшується на 67,9 % від аналогічної вихідної величини.

Дослідження такої ознаки, як середньоарифметичні величини розмірів зерен S_g дозволило виявити загальні особливості діапазону їх змінень – 0,021...0,074 (величини вказано відносно шири-

ни зображення мікрошліфу). Встановили, що середньоквадратичне відхилення $\sigma\{S_i\}$ має діапазон 0,016...0,037.

Удосконалення методу виявлення кількості зерен і їх величини в структурі зварних з'єднань паропроводів, які довготривало працюють в умовах повзучості, дозволило кількісно оцінити рівень утворених бракувальних структур. Дана оцінка є доцільною для визначення надійності експлуатації металу зварних з'єднань, а також для встановлення їх залишкового ресурсу.

Статистичний аналіз результатів оцінки кількості зерен і їх розмірів структур зварних з'єднань паропроводів підтвердив наявність достатньої інформативності щодо визначення особливостей їх структурних змін в умовах повзучості.

При визначенні залежності структурних змін від терміну напрацювання паропроводів використовували кореляцію з середньоквадратичним відхиленням кількості зерен, а також їх розмірів, від аналогічних показників вихідної структури зварних з'єднань.

Наведені розробки слід використовувати для створення методичних основ оцінки структурних змін, що проходять в процесі експлуатації паропроводів. При оцінці необхідно враховувати напрямки зміни статистичних характеристик досліджуваних ознак. В подальшому слід уточнювати додаткові ознаки виявлення особливостей структурних змін, які призводять до зниження надійності і зменшення залишкового ресурсу зварних з'єднань паропроводів.

В структурі зварних з'єднань паропроводів, які довготривало (понад 270 тис. год) працюють в умовах повзучості, проходить процес рекристалізації зерен α -фази, що призводить до їх збільшення і сприяє утворенню пор повзучості (рис. 7). Наведений процес, в більшому ступені, ніж на інших ділянках званого з'єднання, відбувається на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ, де нові продукти розпаду аустеніту надаються у вигляді глобуляризованого перліту (див. рис. 3). Встановили залежність утворення пор повзучості від номера зерен (ДСТУ 8972:2019) (рис. 7).

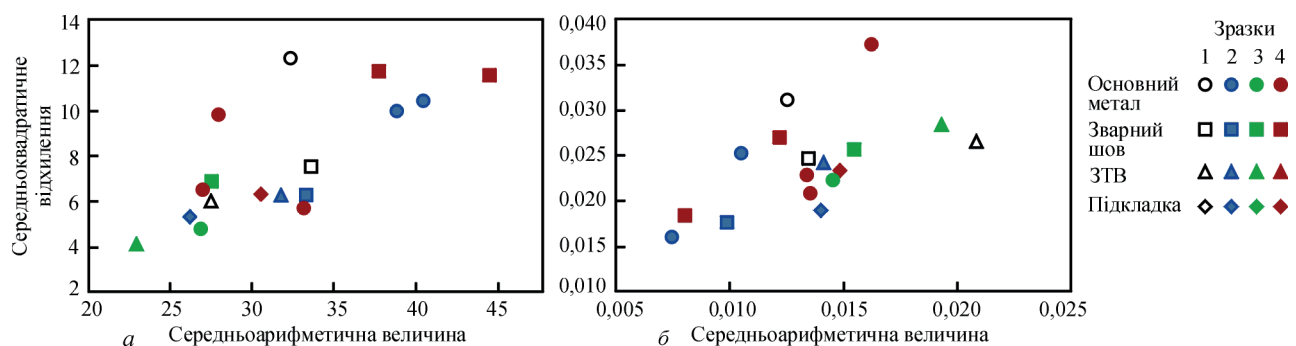


Рис. 6. Порівняльний аналіз основних статистичних характеристик структур зварних з'єднань (а – кількість зерен; б – розміри зерен)

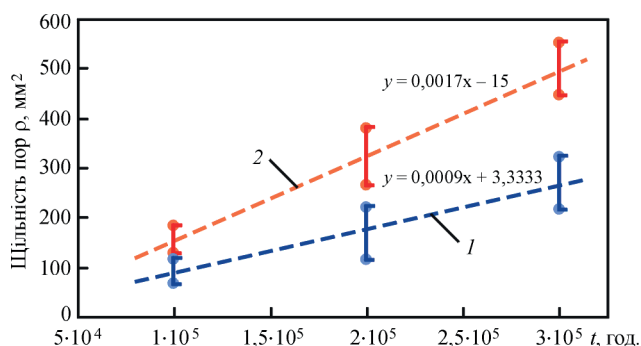


Рис. 7. Залежність утворення пор повзучості (розмір 1...5 мкм) від терміну напрацювання зварних з'єднань зі сталі 15X1M1Ф: 1 – зерна розмірів 12...14; 2 – 7...9. Ресурс 276 тис. год

Таким чином, використання наведеного методу дозволить уточнити залежність пошкоджуваності металу зварних з'єднань від їх структурного стану, і першочергово, від структур, які відносяться до бракувальних (вихідний перліт) і перекристалізований перліт ділянки неповної перекристалізації ЗТВ.

Висновки

1. Встановили, що використання міжнародного стандарту ISO 643:2019 є доцільним для визначення структурного стану металу зварних з'єднань паропроводів, які довготривало експлуатуються в умовах повзучості.

2. Обґрунтували, що уточнення структурного стану металу зварних з'єднань, які довготривало працюють в умовах повзучості, надає можливість

з більшою точністю визначати надійність їх роботи, а також залишковий ресурс.

Список літератури/References

1. Dmytryk, V.V., Hlushko, A.V., Ihlin, S.P. (2020) Structural changes in the metal of welded joints of long-operated steam pipelines. *Avtomatychne zvaryuvannya*, 2, 1–4.
2. (2020) ISO 643: 2019. *Steel – Micrographic determination of the apparent grain size*. Technical Committee: ISO/TC 17/ SC 7 – Methods of testing. 2019-12, 21.
3. Dmytryk, V.V., Tsaryuk, A.K., Harashchenko, O.S., Sirenko, T.O. (2020) Structural condition and fatigue damage of welded joints of steam pipelines. *Avtomatychne zvaryuvannya*, 6, 17–21.
4. Zielinski, A., Golanski, G., Sroka, M. (2020) Evolution of the microstructure and mechanical properties of HR3C austenitic stainless steel after ageing for up to 30,000 h at 650–750 °C. *Materials Science and Engineering, A*, 139944. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139944
5. Golański, G., Zieliński, A., Sroka, M., Słania, J. (2020) The Effect of Service on Microstructure and Mechanical Properties of HR3C Heat-Resistant Austenitic Stainless Steel. *Materials* 13(6), 1297. DOI: 10.3390/ma13061297
6. Kusiak, J., Kuziak, R. (2002) Modelling of microstructure and mechanical properties of steel using the artificial neural network. *Journal of Materials Processing Technology* 127(1), 115–121. DOI: 10.1016/s0924-0136(02)00278-9
7. Sokolov, D.F., Ogoltsov, A.A., Vasilyev, A.A. et al. (2013) Modeling of Microstructure and Mechanical Properties of Hot Rolled Steels. *Materials Science Forum* 762, 116–121. DOI: 10.4028/www.scientific.net/msf.762.116
8. Chen, S.-F., Bandyopadhyay, K., Basak, S. et al. (2021) Predictive integrated numerical approach for modeling spatio-temporal microstructure evolutions and grain size dependent phase transformations in steels. *International Journal of Plasticity* 139, 102952. DOI: 10.1016/j.ijplas.2021.102952
9. ASTM E112-13. *Standard test methods for determining average grain size*.

HEAT-RESISTANT PEARLITIC STEELS USING AN IMPROVED ANALYSIS METHOD

V.V. Dmytryk¹, O.S. Garashchenko¹, O.M. Berdnikova²

¹National Technical University «Kharkiv Polytechnic Institute», 2 Kyrpychova Str., 61002, Kharkiv

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

E-mail: garashchenko.helena@gmail.com

The paper presents the results of determination of the quantity and dimensions of grains of the structural components of steam pipeline welded joint metal. The above determination was performed using an improved method of analysis of the structural-phase state of welded joints. It was found that during long-term operation of welded joints the grains of α -phase increase in size. Structural analysis was performed for base metal of welded joints, HAZ regions, as well as weld metal. It was established that at long-term operation of steam pipeline welded joints grain dimensions are increased in their HAZ regions. It was found that the boundaries between individual grains are partially eliminated. Based on analysis of statistical data, grain dimensions, as well as their shape and distribution were determined at application of the secant method. 9 Ref., 1 Tabl., 7 Fig.

Keywords: steam pipeline welded joints, metallographic analysis, grain size, grain quantity, pixels

Надійшла до редакції 19.05.2022

НОВА КНИГА



Недосека А.Я., Недосека С.А.

Основы расчета и диагностики сварных конструкций. Глава 7. Більш складні питання теорії – К.: Видавництво «ІНДПРОМ», 2021. – 94 с., 62 рис., 3 табл.

Сьома глава підводить підсумок досліджень авторів в області застосування АЕ технології при оцінці стану конструкцій. У ній сформульовано і зосереджено основні наукові гіпотези та досягнення авторів. Наведені матеріали є складнішими в освоєнні і при використанні в розрахунках і практиці контролю потребують підвищеної уваги. Останній параграф глави присвячено прикладу практичного використання розробленої методики при діагностуванні двох великогабаритних посудин, що показав цілком задовільні результати.

Книга призначена для студентів, аспірантів і викладачів машинобудівних спеціальностей вузів, для спеціалістів, які проходять перепідготовку на курсах підвищення кваліфікації за напрямом «Технічна діагностика», а також для інженерів підприємств і організацій, які працюють у галузі контролю та діагностики конструкцій.

ISBN 966-95315-1-4

ФОРМУВАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ ПОКРИТТІВ МЕТОДОМ НАДЗВУКОВОГО ПЛАЗМОВОГО НАПИЛЕННЯ ПОРОШКІВ НА ОСНОВІ ІНТЕРМЕТАЛІДУ TiAl З НЕМЕТАЛЕВИМИ ТУГОПЛАВКИМИ СПОЛУКАМИ SiC та Si₃N₄

Ю.С. Борисов, Н.В. Вігілянська, М.В. Коломицев, К.В. Янцевич, О.М. Бурлаченко, Т.В. Цимбаліста

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

Представлені дослідження структурно-фазового стану, ерозійної та корозійної стійкості покриттів систем TiAl–SiC та TiAl–Si₃N₄, отриманих методом надзвукowego повітряно-газового плазмового напилення. В якості матеріалів для напилення використовували композиційні порошки, отримані методом механохімічного синтезу, на базі інтерметаліду TiAl з додаванням неметалевих тугоплавких сполук SiC та Si₃N₄. Порівняння фазового складу отриманих покриттів систем TiAl–SiC та TiAl–Si₃N₄ з фазовим складом композиційного порошку після механохімічного синтезу свідчить про проходження процесів взаємодії TiAl з неметалевими тугоплавкими сполуками, в результаті чого в покритті не спостерігаються фази SiC та Si₃N₄. Завдяки наявності в покриттях зміцнюючих фаз ерозійна стійкість композиційних покриттів підвищується відносно покриття інтерметаліду TiAl в 1,3...1,5 разів. Електрохімічними випробуваннями встановлено, що покриття систем TiAl–SiC та TiAl–Si₃N₄ здатні забезпечити протекторний захист сталевій, алюмінієвій та титановій основи в середовищі, що містить хлорид натрію, з підвищенням стійкості у 5...155 разів. На підставі проведених досліджень функціональних властивостей розроблених композиційних покриттів показана можливість їх використання для захисту деталей, що підвержені ерозійному зношенню та корозії. Бібліогр. 15, табл. 3, рис. 4

Ключові слова: інтерметалід, неметалева тугоплавка сполука, надзвукowe повітряно-газове плазмове напилення, структура, фазовий склад, ерозійне зношення, корозійна стійкість

Вступ. Алюмініди титану завдяки низькій густині, високій питомій міцності, стійкості до впливу навколишнього середовища, жароміцності та жаростійкості знаходять застосування в якості матеріалів при виготовленні деяких компонентів в автомобільній та авіаційній промисловостях, таких як турбокомпресори, автомобільні турбонагнітачі, лопатки турбін низького тиску та ін. [1]. Однак основними недоліками, що обмежують широке практичне застосування алюмінідів титану, є їх крихкість, низька пластичність і тріщиностійкість у широкому інтервалі температур, а підвищена в'язкість ускладнює використання сплавів TiAl в умовах тертя поверхонь, що контактують [2].

З метою підвищення фізико-механічних властивостей виробів розробляються композиційні матеріали на основі систем TiAl – неметалева тугоплавка сполука (НТС) (напр. B₄C, SiC та ін.), для отримання яких в основному використовують методи порошкової металургії – гаряче ізостатичне пресування, реакційне спікання, високотемпературний синтез [3, 4].

Для отримання покриттів на основі TiAl найбільшого поширення набули методи вакуумного осадження, такі, як магнетронне, катодно-дугове, електронно-променеве, іонне осадження. Магнетронні покриття системи TiAl–BN підвищують

зносостійкість та жаростійкість виробу в порівнянні з покриттям TiAlN [5]. Покриття системи TiAl–SiC, отримані методом електронно-променевого нанесення, мають підвищену стійкість до циклічного окислення завдяки високій адгезії між покриттям та основою [6]. Покриття системи TiAlSiN, одержувані методами катодно-дугового, магнетронного та іонного осадження, мають високу міцність, мікротвердість і зносостійкість [7, 8].

Перспективним напрямом отримання захисних покриттів на основі інтерметаліду TiAl є газотермічне напилення, яке на відміну від вакуумних методів нанесення покриттів дозволяє наносити покриття товщиною в кілька міліметрів. Крім того, методи газотермічного напилення дозволяють проводити ремонт локальних пошкоджень деталей, які передчасно вийшли з ладу внаслідок корозії, ерозії, абразивного зношування або втоми.

Газотермічні покриття на основі інтерметаліду TiAl отримують методами плазмового, надзвукowego плазмового, високошвидкісного газополуменевого та холодного газодинамічного напилення [9]. Підвищити стійкість до окислення та механічні властивості покриттів на основі бінарного сплаву TiAl вдається шляхом додавання легуючих елементів, таких як Cr, Si, V, Nb, W, Mo або Ta [9]. Застосування композиційних покриттів на

Борисов Ю.С. – <https://orcid.org/0000-0002-6019-8464>, Вігілянська Н.В. – <https://orcid.org/0000-0001-8576-2095>, Коломицев М.В. – <https://orcid.org/0000-0003-0602-5615>, Янцевич К.В. – <https://orcid.org/0000-0002-3975-7727>, Бурлаченко О.М. – <https://orcid.org/0000-0003-2277-4202>, Цимбаліста Т.В. – <https://orcid.org/0000-0001-9569-7776>
© Ю.С. Борисов, Н.В. Вігілянська, М.В. Коломицев, К.В. Янцевич, О.М. Бурлаченко, Т.В. Цимбаліста, 2022

основі сплаву TiAl з додаванням в якості зміцнюючих компонентів неметалічних тугоплавких сполук, таких як SiC і Al₂O₃, дозволяє підвищити твердість і зносостійкість деталей з титанових сплавів, при цьому зносостійкість композиційних покриттів в 2,5 рази вище стійкості покриттів з інтерметаліду TiAl [10]. В якості матеріалів для напilenня використовують композиційні порошки, отримані методом механічного легування.

В даний час є актуальними проблеми підвищення надійності роботи деталей газотурбінних двигунів та елементів газоперекачувальних агрегатів, які при експлуатації схильні до пошкоджень як від фізичного, зокрема, ерозійного впливу пилогазового потоку, так і від хімічного впливу: корозії при високих (деталі турбіни) і низьких температурах (деталі компресора, обв'язка двигуна).

Метою даної роботи є дослідження структури, фазового складу та властивостей (ерозійної та корозійної стійкості) композиційних покриттів на основі алюмініду титану систем TiAl–SiC та TiAl–Si₃N₄, отриманих методом надзвукового повітряно-газового плазмового напilenня.

Матеріали та методики досліджень. Для надзвукового повітряно-газового плазмового напilenня (НППГН) покриттів використовували порошки на базі інтерметаліду TiAl систем TiAl–SiC та TiAl–Si₃N₄. Композиційні порошки отримували методом механохімічного синтезу (МХС) порошків TiAl (ПВТ65Ю35), SiC, Si₃N₄ в планетарному млині протягом 1,5 год. Склад вихідних сумішей порошків було обрано на підставі термодинамічних розрахунків з визначенням найбільш ймовірних реакцій взаємодії інтерметаліду титану з неметалічними тугоплавкими сполуками (SiC та Si₃N₄):



Для забезпечення рівномірної подачі порошку в плазмовий струмінь перед напilenням порошки конгломерували 5%-им розчином полівінілового спирту з послідовним відсіванням частинок з розмірним діапазоном 40...63 мкм. Для порівняння також було проведено напilenня покриття з вихідного порошку TiAl. Характеристику порошків, які було використано в роботі, наведено в табл. 1.

Таблиця 1. Характеристика порошків для НППГН покриттів

Склад, мас. %	Розмір частинок, мкм	Фазовий склад
65Ti–35Al	<80	TiAl, Ti ₃ Al
88TiAl–12SiC	40...63	TiAl, Ti ₃ Al, SiC, TiC, Ti ₅ Si ₃ , Ti ₃ AlC, аморфна фаза
83TiAl–17Si ₃ N ₄	40...63	TiAl, Ti ₃ Al, Si ₃ N ₄ , Ti ₅ Si ₃ , AlN, TiN, аморфна фаза

Напilenня проводили на установці надзвукового повітряно-газового плазмового напilenня Київ-С з використанням наступних технологічних параметрів: сила струму $I = 230 \text{ А}$, напруга $U = 380 \text{ В}$, витрата плазмоутворюючого газу (повітря) $Q_{\text{пг}} = 20 \text{ м}^3/\text{год}$, дистанція напilenня $L = 160 \text{ мм}$. Покриття для досліджень наносили на зразки, виготовлені зі Ст3.

При проведенні металографічних досліджень застосовували оптичний мікроскоп Neophot-32 з пристроєм для цифрового фотографування; вимірювання, мікротвердості проводили на приладі ПМТ-3. Рентгеноструктурний фазовий аналіз (РСФА) покриттів проводили на установці «ДРОН-УМ-1» в монохроматизованому CuKα-випромінюванні.

Дослідження стійкості покриттів до ерозійного зношування виконували на відцентровому прискорювачі твердих частинок моделі ЦУК-3М при частоті обертання ротора установки $3000 \pm 50 \text{ об/хв}$. В якості абразивного матеріалу використовували кварцовий пісок з розміром частинок 0,2...0,4 мм, що відповідає реальному розміру частинок у газовому потоці, що перекачується, та розміру частинок, що надходять у повітря та зношують лопатки авіаційних газотурбінних двигунів [11, 12]. Дослідження виконували при фіксованих кутах атаки абразиву: 30° (дотичне обтікання) та 60° (лобове зіткнення). В якості показника зносостійкості прийняли інтенсивність зношування в міліграмах на кілограм (середня втрата маси зразків на 1 кг абразиву, що потрапив на зразок). Загальна кількість абразиву, витраченого для кожної серії зразків, становила 2 кг, кількість зразків із покриттям одного типу (товщина покриття приблизно 500 мкм) – 3 шт. Для порівняння були проведені випробування зразків з титанового сплаву ВТ6 та алюмінієвого сплаву АМг3.

В якості методу досліджень корозійної стійкості покриттів було вибрано потенціостатичний метод. Покриття товщиною 500 мкм наносили на зразки зі Ст3. Випробування проводили на потенціостаті П–5827М при швидкості розгорнення 20 мВ/с при температурі 18...20 °С. В якості електроліту використовували 3%-ий розчин NaCl. Стаціонарні потенціали вимірювали відносно хлорсрібного електрода. Швидкість та потенціал корозії покриттів знаходили графічним методом з поляризаційних кривих. Використовуючи значення струмів корозії, які визначали з поляризаційних кривих, був розрахований глибинний показник (K_d) корозії [13]. Для порівняння за тих же умов було проведено дослідження корозійної стійкості зразків зі сталі Ст3, сплавів ВТ6 та АМг3.

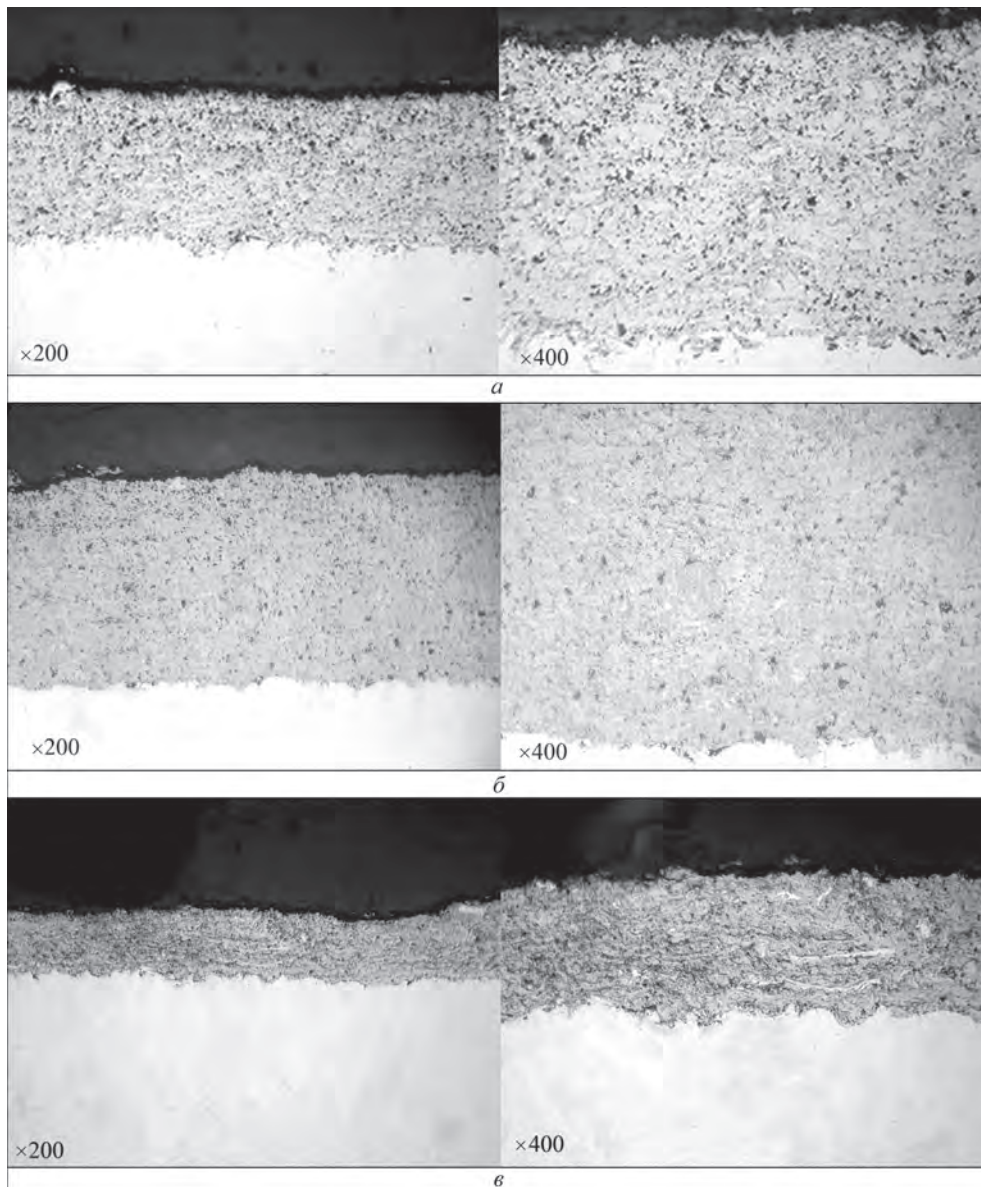


Рис. 1. Мікроструктура НППН-покриттів: а – TiAl; б – TiAl-SiC; в – TiAl-Si₃N₄

Результати досліджень та їх обговорення.

Структура та фазовий склад покриттів.

Металографічним аналізом (рис. 1) встановлено, що в результаті напилення методом НППН композиційних порошків TiAl-SiC та TiAl-Si₃N₄, як і у випадку напилення вихідного порошку TiAl, формуються покриття з однорідною щільною структурою, яка складається з ламелей, сформованих з повністю розплавлених і деформованих при формуванні шару частинок. Структурні елементи у покриттях є нерозрізненними. Пористість покриттів TiAl-SiC та TiAl-Si₃N₄ становить 3...4 %, покриття TiAl – 8 %.

Отримані дані РСФА (рис. 2) показують, в результаті фізико-хімічних процесів при напиленні покриттів з композиційних порошків спостерігаються деякі зміни у фазовому складі. В процесі напилення покриттів систем TiAl-SiC та TiAl-Si₃N₄ відбувається взаємодія компонентів композицій-

них порошків TiAl з неметалевими тугоплавкими сполуками і, на відміну від порошків після МХС, у покриттях відсутні вихідні фази SiC та Si₃N₄. Це свідчить про проходження екзотермічної (згідно з термодинамічними розрахунками) реакції в процесі напилення, яка робить додатковий внесок енергії в нагрівання частинок порошків. Внаслідок цього відбувається завершення процесу взаємодії TiAl з компонентами SiC та Si₃N₄ при напиленні, який не пройшов до кінця в процесі МХС порошків. Завдяки протіканню екзотермічної реакції та збільшенню теплової енергії частинок TiAl-SiC та TiAl-Si₃N₄ при напиленні підвищується доля частинок, що знаходяться в повністю розплавленому стані, і таким чином, формується щільна структура покриттів з меншою пористістю, ніж при напиленні вихідного порошку TiAl.

У покриттях обох систем зникла наявність аморфної фази в результаті проходження частин-

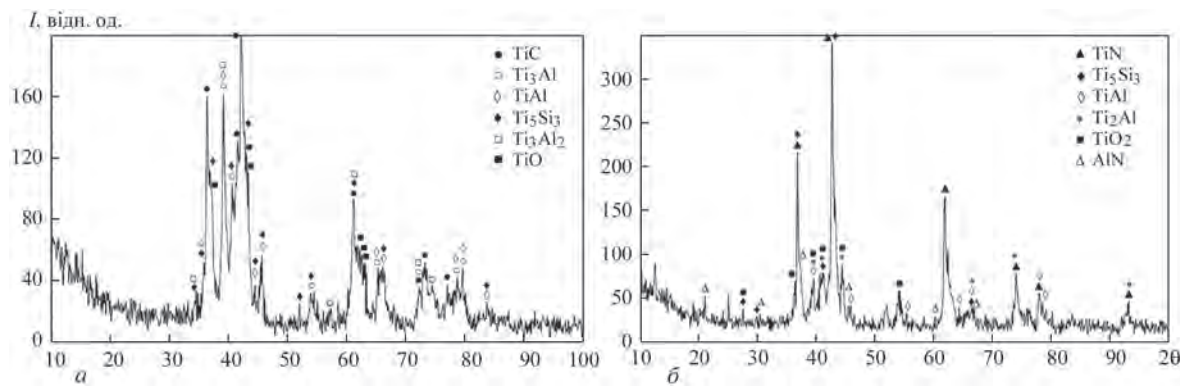


Рис. 2. Рентгенограми НПГПН-покриттів: а – TiAl-SiC; б – TiAl-Si₃N₄

ками композиційного порошку в струмені плазми зони нагріву до переходу в стадію плавлення з подальшим охолодженням розплаву з утворенням кристалічних фаз. У покриттях при напиленні формуються оксиди TiO та TiO₂, що обумовлено взаємодією матеріалу, що напилюється, з киснем навколишнього середовища. При напиленні покриття TiAl-SiC внаслідок фазових перетворень замість потрібної фази карбіду Ti₃AlC, яка була присутня у порошку, утворюється MAX-фаза Ti₃AlC₂.

Інших змін у фазовому складі покриттів в порівнянні зі складом вихідних композиційних порошків TiAl-НТС, отриманих шляхом МХС (табл. 1), не виявлено. В покриттях зберігається фаза вихідного порошку TiAl, а також фази, передбачені термодинамічними розрахунками (Ti₅Si₃, TiC, AlN, TiN).

Мікротвердість покриттів TiAl-SiC та TiAl-Si₃N₄, яка становить 6610 ± 1070 та 6280 ± 950 МПа,

Таблиця 2. Зведені результати випробувань на ерозійну стійкість НПГПН-покриттів TiAl-SiC, TiAl-Si₃N₄, TiAl та сплавів ВТ6 та АМг3

Матеріал покриття/сплаву	Середнє зношення покриття (мг/кг) при різних кутах атаки абразиву	
	30°	60°
TiAl-SiC	7,1 ± 1,1	10,8 ± 0,9
TiAl-Si ₃ N ₄	8,0 ± 0,8	12,2 ± 1,2
TiAl	10,3 ± 1,2	15,3 ± 0,9
Сплав ВТ6	6,2 ± 0,6	5,2 ± 0,7
Сплав АМг3	7,7 ± 1,1	5,4 ± 0,4

відповідно, за рахунок присутності в них твердих фаз карбідів, силіцидів та нітрідів в середньому на 1300 МПа перевищує мікротвердість покриття TiAl, твердість якого складає 5150 ± 670 МПа.

Ерозійна стійкість. В результаті досліджень стійкості покриттів в умовах ерозійного зношення встановлено, що зносостійкість розроблених покриттів TiAl-SiC та TiAl-Si₃N₄ перевищує зносостійкість покриття з порошку інтерметаліду TiAl у 1,3...1,5 разів (табл. 2), що пояснюється наявністю в цих покриттях зміцнюючих фаз, які підвищують їх міцність та твердість.

Зовнішній вигляд зразків з покриттями після випробувань (рис. 3) свідчить, що механізми руйнування покриттів систем TiAl-НТС та покриття TiAl при однаковому впливі газоабразивного потоку дещо розрізняються. Це пояснюється внутрішньою будовою нанесених покриттів, зокрема наявністю пор в покриттях. Вплив пористості на характер зносу матеріалів можна розглядати з двох позицій. По-перше, пори та несучільності, зменшуючи живий переріз нанесеного шару і будучи концентраторами локальних напружень, здатні істотно знизити властивості міцності покриттів. По-друге, через особливості мікрорельєфу, які пов'язані з присутністю поверхневих дефектів, змінюються умови зношення зразків. У кожній точці кут атаки абразиву визначається розміром і формою пор і раковин. Як правило, умови зношення зразків у районі поверхневих дефектів виявляються жорсткішими, ніж безде-

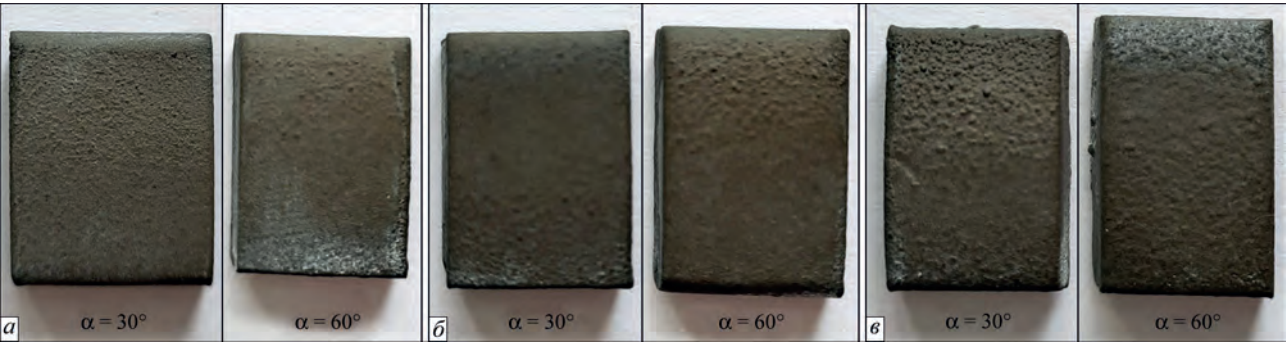


Рис. 3. Зовнішній вигляд поверхні зразків з НПГПН-покриттями після випробувань на ерозійну стійкість: а – TiAl-SiC; б – TiAl-Si₃N₄; в – TiAl

фектних плоских ділянках. Внаслідок впливу зазначених факторів можливе більш інтенсивне викришування більших блоків покриття TiAl під дією газобразивного потоку, які спостерігаються на поверхні зразків після випробувань.

Інтенсивність зношування досліджуваних покриттів є вищою в 1,5 рази при дослідженні зразків під кутом атаки абразиву 60° . Відомо, що за ступенем опору газобразивному впливу (залежно від кута атаки абразивних частинок) порошкові матеріали та покриття умовно поділяються на дві групи [14]: $\alpha < 35^\circ$ – максимальне зношування для пластичних та $\alpha > 45^\circ$ – для крихких матеріалів. Таким чином, покриття TiAl–SiC та TiAl–Si₃N₄ зношуються як крихкі матеріали. Отже раціональним буде використання розроблених покриттів при кутах атаки абразиву, які не перевищують 30° , що відповідає фактичним кутам атаки частинок поверхні лопаток відцентрових коліс компресорів нафтогазового обладнання [11].

Встановлено також, що при куті атаки абразиву 60° зносостійкість НППН-покриттів TiAl–SiC та TiAl–Si₃N₄ у 2,0...2,4 рази нижче за зносостійкість зразків зі сплавів ВТ6 і АМг3. В свою чергу при куті атаки абразиву 30° зносостійкість композиційних покриттів нижче зносостійкості сплавів ВТ6 і АМг3 всього в 1,1...1,3 рази, а покриття TiAl–SiC дещо перевищує зносостійкість сплаву АМг3 (в 1,1 рази).

Корозійна стійкість. Електрохімічні дослідження показали, що корозія НППН-покриттів відбувається з водневою деполяризацією з гальмуванням анодного розчинення. Відсутність пасивації покриттів обумовлено тим, що 3%-ий розчин NaCl відноситься до агресивного середовища з високим вмістом Cl⁻, в присутності якого відбувається витіснення кисню з поверхні електрода та унеможливлення утворення пасивної плівки на поверхні покриттів.

Кінетика корозійного процесу покриттів систем TiAl–НТС, на відміну від покриття інтерметаліду

Таблиця 3. Результати електрохімічних досліджень НППН-покриттів у 3%-му розчині NaCl

Покриття	Електрохімічні характеристики			
	$E_{\text{ст}}, \text{В}$	$E_{\text{с}}, \text{В}$	$i_{\text{с}}, \text{А/см}^2$	$K_{\text{п}}, \text{мм/рік}$
TiAl–SiC	–0,44	–0,40	$4,2 \cdot 10^{-7}$	0,019
TiAl–Si ₃ N ₄	–0,42	–0,38	$4,8 \cdot 10^{-7}$	0,023
TiAl	–0,48	–0,42	$6,4 \cdot 10^{-6}$	0,045

Примітка. $i_{\text{с}}$ (А/см²) для сталі Ст3 – $6,5 \cdot 10^{-5}$; сплаву АМг3 – $2,6 \cdot 10^{-5}$; сплаву ВТ6 – $2,4 \cdot 10^{-6}$.

TiAl, проходить зі зсувом потенціалів корозії у позитивну сторону та зниженням струмів корозії (рис. 4).

Аналіз результатів корозійних досліджень показав, що НППН-покриття TiAl–SiC та TiAl–Si₃N₄ по корозійній стійкості переважають покриття інтерметаліду TiAl приблизно на один порядок з показниками струму корозії $4,2 \cdot 10^{-7}$ А/см², $4,8 \cdot 10^{-7}$ та $6,4 \cdot 10^{-6}$, відповідно (табл. 3).

Підвищення корозійної стійкості можна пояснити наявністю в покриттях систем TiAl–НТС силіциду титану Ti₅Si₃, який, як відомо [15], суттєво підвищує корозійну стійкість покриттів та сплавів у різних агресивних середовищах, що обумовлено наявністю міцних ковалентних зв'язків метал – неметал, а також зв'язків Si–Si.

Окрім того, корозійна стійкість отриманих покриттів TiAl–SiC та TiAl–Si₃N₄ перевищує корозійну стійкість Ст3 у 135...155 разів, сплаву АМг3 – у 24...62 рази, сплаву ВТ6 – у 5...6 разів.

Висновки

1. Методом надзвукового повітряно-газового плазмового напилення з використанням композиційних порошків, отриманих методом механохімічного синтезу, сформовані покриття на базі інтерметаліду TiAl з добавками неметалевих тугоплавких сполук SiC та Si₃N₄. В результаті напилення формуються гетерофазні покриття з щільною структурою твердістю 6,3...6,6 ГПа та пористістю 3...4 %.

2. Встановлено, що в процесі напилення покриттів систем TiAl–SiC та TiAl–Si₃N₄ відбувається взаємодія компонентів композиційних порошків TiAl з неметалевими тугоплавкими сполуками і, на відміну від порошків після механохімічного синтезу, у покриттях відсутні вихідні фази SiC та Si₃N₄.

3. Проведені дослідження ерозійної стійкості покриттів показали, що завдяки наявності в розроблених покриттях твердих фаз стійкість в умовах ерозійного зношення в 1,3...1,5 разів перевищує стійкість покриттів з порошку інтерметаліду TiAl. За характером зношування покриття TiAl–SiC та TiAl–Si₃N₄ відносяться до класу крихких, та рекомендуються для застосування в умовах абразивного зношення при кутах атаки абразиву, які не перевищують 30° .

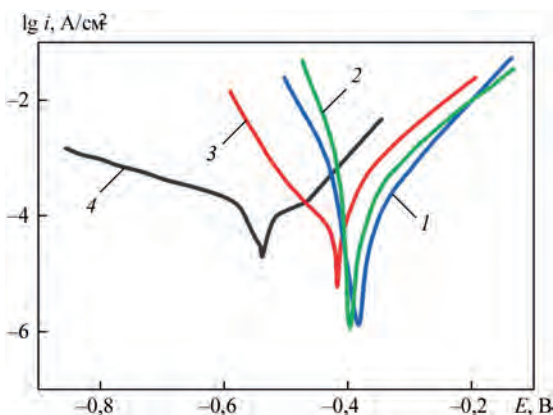


Рис. 4. Поларизаційні криві НППН-покриттів TiAl–SiC (крива 1), TiAl–Si₃N₄ (крива 2), TiAl (крива 3) та сталі Ст3 (крива 4) у 3%-му розчині NaCl

4. Електрохімічні дослідження показали, що покриття TiAl–SiC та TiAl–Si₃N₄ завдяки наявності в них фази силіциду титану по корозійній стійкості в 3%-му розчині NaCl переважають покриття інтерметаліду TiAl приблизно на один порядок, а також перевищують корозійну стійкість Ст3 у 135...155 разів, сплаву АМг3 – у 24...62 рази, сплаву ВТ6 – у 5...6 разів.

Список літератури/References

1. Noda, T. (1998) Application of cast gamma TiAl for automobiles. *Intermetallics*, **6** (7-8), 709–713. doi:10.1016/s0966-9795(98)00060-0
2. Лобанов Л.М., Аснїс Ю.А., Піскун Н.В., Статкевич І.І. (2020) Вдосконалення механічних властивостей β-стабілізованих інтерметалідів системи TiAl методом зонної перекристалізації. *Допов. Нац. акад. наук Укр.*, **8**, 51–56. <https://doi.org/10.15407/dopovidi2020.08.051>
Lobanov, L.M., Asnis, Yu.A., Piskun, N.V., Statkevych, I.I. (2020) Improvement of mechanical properties of β-stable intermetallics of TiAl system by floating-zone refining. *Dopov. NANU*, **8**, 51–56. <https://doi.org/10.15407/dopovidi2020.08.051>
3. Zhang, W., Yang, Y.Q., Zhao, G.M. et al. (2014) Interfacial reaction studies of B₄C-coated and C-coated SiC fiber reinforced Ti–43Al–9V composites. *Intermetallics*, **50**, 14–19. doi:10.1016/j.intermet.2014.02.003
4. Liu, C., Huang, L.J., Geng, L. et al. (2015) In Situ Synthesis of (TiC+Ti₃SiC₂+Ti₅Si₃)/Ti6Al4V Composites with Tailored Two-scale Architecture. *Advanced Engineering Materials*, **17**(7), 933–941. doi:10.1002/adem.201400585
5. Jong-Keuk, P., Jong-Young, C., Hyeong-Tag, J., Young-Joon, B. (2009) Structure, hardness and thermal stability of TiAlBN coatings grown by alternating deposition of TiAlN and BN. *Vacuum*, **84**(4), 483–487. doi:10.1016/j.vacuum.2009.10.013
6. Shahid, M.R., Subhani, T., Shengkai, G. Mirza, J.A. (Ed.). (2003) *Study of cyclic oxidation behavior of anti-oxidation coatings on a super alloy*. Pakistan: Doctor AQ Khan Research Labs, Islamabad, Pakistan.
7. Li, G., Li, L., Han, M. et al. (2019) The Performance of TiAlSiN Coated Cemented Carbide Tools Enhanced by Inserting Ti Interlayers. *Metals*, **9**(9), 918. doi:10.3390/met9090918
8. Fager, H., Andersson, J.M., Lu, J. et al. (2013) Growth of hard amorphous TiAlSiN thin films by cathodic arc evaporation. *Surface and Coatings Technology*, **235**, 376–382. doi:10.1016/j.surfcoat.2013.07.014
9. Gizynski, M., Miyazaki, S., Sienkiewicz, J. et al. (2017) Formation and subsequent phase evolution of metastable Ti–Al alloy coatings by kinetic spraying of gas atomized powders. *Surface and Coatings Technology*, **315**, 240–249. doi:10.1016/j.surfcoat.2017.02.053
10. Machethe, K.E., Popoola, A.P.I., Adebisi, D.I., Fayomi, O.S.I. (2017) Influence of SiC-Ti/Al on the Microstructural and Mechanical Properties of Deposited Ti–6V–4Al Alloy with Cold Spray Technique. *Procedia Manufacturing*, **7**, 549–555. doi:10.1016/j.promfg.2016.12.069
11. Парайко Ю.І. (2011) Закономірності зношування робочих поверхонь газоперекачуючого обладнання та розроблення технологій підвищення їх ресурсу. *Проблеми тертя та зношування*, **56**, 71–83.
Parajko, Yu.I. (2011) Regulations of wear of operating surfaces of gas-compressor unit and development of technologies of their service life increase. *Problemy Tertya ta Znoshuvannya*, **56**, 71–83 [in Ukrainian].
12. Михайлов Д.А. (2014) Основные особенности эксплуатации лопаток компрессора ГТД и классификация их эксплуатационных функций. *Прогресивні технології і системи машинобудування*, **4**, 50, 126–131.
Mikhailov, D.A. (2014) Main features of operation of GTE compressor blades and classification of their service functions. *Progresywni Tekhnologii i Systemy Mashynobuduvannya*, **4**(50), 126–131 [in Russian].
13. Жук Н.П. (2006) *Курс теории коррозии и защиты металлов*. Москва, ООО ТИД «Альянс».
Zhuk, N.P. (2006) *Course of theory of corrosion and protection of metals*. Moscow, LLC TID Alliance [in Russian].
14. Кулу П. (1988) *Зносостійкість порошкових матеріалів та покриттів*. Таллінн–Валгус.
Kulu, P. (1988) *Wear resistance of powder materials and coatings*. Tallin, Valgus [in Ukrainian].
15. Liu, L. Xu, J., Li, Zh. (2013) Electrochemical Characterization of Ti₃Si₂/TiC Nanocomposite Coating in HCl Solution. *Int. J. Electrochem. Sci.*, **8**, 5086–5101.

FORMATION OF COMPOSITE COATINGS BY THE METHOD OF ULTRASONIC PLASMA SPRAYING OF POWDERS BASED ON THE INTERMETALLIC TiAl WITH NON-METALLIC REFRACTORY COMPOUNDS SiC AND Si₃N₄

Yu.S. Borisov, N.V. Vigilianska, M.V. Kolomytsev, K.V. Iantsevitch, O.M. Burlachenko, T.V. Tsymbalistaya

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

Studies of the structural-phase state, erosion and corrosion resistance of coatings of the systems TiAl–SiC and TiAl–Si₃N₄, produced by the method of supersonic air-gas plasma spraying, are presented. As materials for spraying, composite powders, produced by the method of mechanic and chemical synthesis based on intermetallic TiAl with the addition of non-metallic refractory compounds SiC and Si₃N₄ were used. Comparison of the phase composition of the produced coatings of the systems TiAl–SiC and TiAl–Si₃N₄ with the phase composition of the composite powder after mechanic and chemical synthesis indicates the course of processes of interaction of TiAl with non-metallic refractory compounds, as a result of which the phases of SiC and Si₃N₄ are not observed in the coating. Due to the presence of strengthening phases in the coatings, the erosion resistance of the composite coatings increases by 1.3...1.5 times as compared to the TiAl intermetallic coating. Electrochemical tests established that the coatings of the systems TiAl–SiC and TiAl–Si₃N₄ are capable to provide protection of steel, aluminium and titanium base in an environment containing sodium chloride with a 5...155 times increase in resistance. On the basis of the conducted studies of functional properties of the developed composite coatings, the possibility of their use for the protection of parts subjected to erosive wear and corrosion is shown. 15 Ref., 3 Tabl., 4 Fig.

Keywords: intermetallic, non-metallic refractory compound, supersonic air-gas plasma spraying, structure, phase composition, erosive wear, corrosion resistance

Надійшла до редакції 30.05.2022

РЕМОНТ КОРПУСУ ШАТУНА МОБІЛЬНОЇ ЩОКОВОЇ ДРОБАРКИ METSO LOKOTRACK LT 120

В.Д. Позняков, О.А. Гайворонський, Ю.В. Демченко, А.М. Денисенко, Г.В. Жук

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

Наведено досвід ремонту зварюванням експлуатаційних дефектів корпусу шатуна мобільної щоккової дробарки Metso lokotrack LT 120, яка являє собою досить жорстку стільникову конструкцію з литої низьколегованої сталі типу 20ГЛ з товщиною зовнішніх стінок 60 мм і перегородок не менше 45 мм та масою більше 5 т. З'ясовано, що найбільш істотні дефекти тріщини втомленості та відколи, які несумісні з працездатністю, закономірно утворилися біля конструктивних концентраторів напружень, експлуатаційних пошкоджень, створених контактним впливом бронезахисту, дефектами лиття, а також у місцях несплавного сполучення елементів, тощо. Розкриття тріщин становить 2...3 мм, що свідчить про початок формозміни корпусу і недопущення подальшої експлуатації в такому стані. Жорстка конструкція корпусу шатуна та загальний стан руйнування вимагали спеціальної технології ремонтного зварювання, яка і була створена та реалізована авторами. Вона включала нові та перевірені власною практикою ремонту литих конструкцій зварювальні матеріали, технологічні заходи і технічні розв'язки, а також високу майстерність і компетентність зварювальників. Практичну значущість та ефективність виконаної роботи з ремонту шатуна підтверджено безаварійною експлуатацією в проектному режимі дробарки протягом двох років. Бібліогр. 9, табл. 3, рис. 8.

Ключові слова: шатун, експлуатаційні дефекти, конструктивні концентратори напружень, наскрізні тріщини, ремонтно-зварювальна технологія, жорсткий контур, зварюваність, механічне проковування швів

Вступ. За останнє десятиліття в гірничу, цементну та будівельну галузі промисловості України імпортовано велику кількість закордонного високопродуктивного технологічного устаткування, зокрема дробарок. Найбільш поширеними є мобільні щоккові дробарки, а саме Metso lokotrack LT 120 (Фінляндія). Вона призначена для первинного дроблення гірських порід шляхом їхнього стиснення між плоскими поверхнями, що називаються щоками, розташованими під невеликим кутом одна до одної. Принцип роботи полягає в тому, що одна з поверхонь, що дробить, нерухома, а подрібнювання відбувається завдяки наближенню рухомої щоки до нерухомої. Рухома поверхня, що називається шатуном, здійснює зворотно-поступальні рухи, тим самим поперемінно зменшуючи або збільшуючи проміжок між щоками, що при-

зводить до виникнення великих напружень, стиснення і зсуву, і в результаті до руйнування гірської породи [1]. Оскільки шатун працює при змінному статичному навантаженні, то його корпус виготовляється з литої низьколегованої сталі з досить жорсткою стільниковою конструкцією з товщиною зовнішніх стінок 60 мм і перегородок не менше 45 мм, масою більше 5 т (рис. 1).

Через інтенсивну експлуатацію щоккової дробарки Metso lokotrack LT 120 на ПрАТ «Кривий Ріг цемент» протягом п'яти років на корпусі шатуна утворилася низка дефектів. Розташування найбільш істотних, виявлених методами візуально-оптичного контролю, наведено на рис. 2 і в



Рис. 1. Конструктивні особливості корпусу шатуна

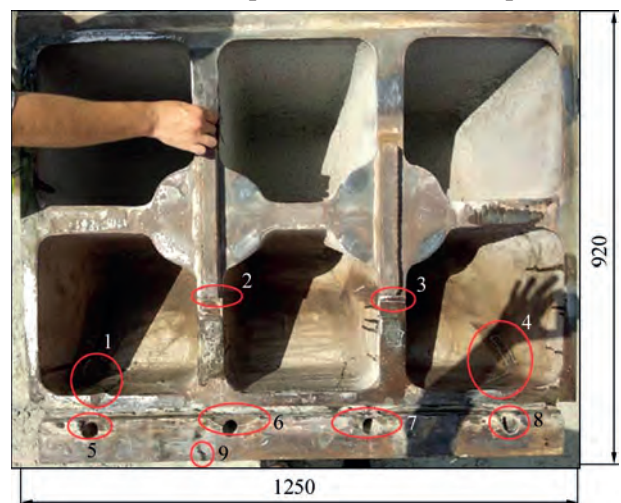


Рис. 2. Розташування дефектів № 1–9 на стінках і перегородках корпусу шатуна

Позняков В.Д. – <https://orcid.org/0000-0001-8581-3526>, Гайворонський О.А. – <https://orcid.org/0000-0002-8146-7790>, Демченко Ю.В. – <https://orcid.org/0000-0002-7899-6608>,

© В.Д. Позняков, О.А. Гайворонський, Ю.В. Демченко, А.М. Денисенко, Г.В. Жук, 2022

Таблиця 1. Характерні недопустимі експлуатаційні дефекти поверхні корпусу шатуна

Номер дефекта	Тип дефекта	Протяжність, мм
1	Тріщина наскрізна	370
2	-»-	320
3	-»-	330
4	-»-	270
5	Відкол	50
6	-»-	100
7	-»-	70
8	-»-	75
9	Раковина	30
10	Зношування поверхні	100 %, глибина > 4 мм

табл. 1. Фотофіксацію тріщин № 1–4, не сумісних із подальшою працездатністю шатуна, наведено в табл. 2.

Як видно з рис. 2, наскрізні тріщини від утомленості № 1–4 закономірно утворилися від конструктивних концентраторів напружень, експлуатаційних пошкоджень, контактного впливу бронезахисту, дефектів лиття, а також у місцях несплавного сполучення елементів, тощо. Розкриття тріщин становить 2...3 мм, що свідчить про початок спотворення форми корпусу і недопущення подальшої експлуатації в такому стані. Тому в пік сезону 2020 р. експлуатацію дробарки було призупинено, оскільки нового шатуна в запасі не виявилося. На гірничих підприємствах ремонт таких деталей зварюванням вважається основним заходом відновлення цілісності та подовження терміну їхньої експлуатації [2]. Складний характер руйнування та відсутність кваліфікованих фахівців, необхідних для відновлення зварюванням, ініціювали звернення відповідних служб підприємства за технічною допомогою до Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. З огляду на конструктивні особливості, загальний стан, параметри руйнування, умови експлуатації фахівці інституту дійшли висновку, що шатун є ремонтпридатним за умови застосування спеціальної ремонтно-зварювальної технології.

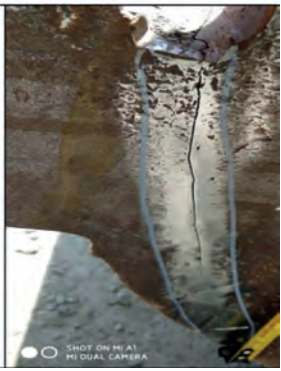
Мета даної роботи полягає в розробці ремонтної технології, що дозволяє зменшити рівень залишкових напружень у з'єднаннях, зварювання яких здійснюється за умов обмеженої деформації, та забезпечення їхньої високої технологічної міцності й працездатності при змінному статичному навантаженні.

Матеріали та методики. Для розробки відповідної ремонтно-зварювальної технології необхідно вивчити хімічний склад зарубіжної литої сталі, оцінити її зварюваність і технологічну міцність, обрати спосіб зварювання та зварювальні матеріали, розробити технічні рішення відновлення цілісності та несучої здатності корпусу, а також технологічні шляхи регулювання зварювальних напруг.

Для виконання зварювальних робіт вважали за доцільне застосування ручного дугового зварювання покритими електродами (111) і механізованого в середовищі захисних газів (135), а також їх поєднання. З урахуванням хімічного складу та потенційних механічних властивостей литої сталі, вимог забезпечення високої технологічної міцності обрано низьководневі зварювальні електроди марки BÖHLER FOX EV 50 діаметром 3,2 та 4,0 мм (AWS A5.1 E7018) та зварювальний дріт марки Böhler DMO-IG діаметром 1,2 мм (AWS A5.28M-05). Виходячи з власного досвіду при виконанні подібних ремонтів для покращення напружено-деформованого стану ремонтних з'єднань шатуна за умов їхнього жорсткого закріплення було прийнято зварювання виконувати на режимах зі зниженою погонною енергією [3, 4], наведених у табл. 3, які коригувалися в процесі роботи. Врахували також позитивні результати, отримані раніше при комбінованому застосуванні обох способів, наприклад, коли ручне зварювання використовували для облицювання розробки кромок, а механізоване – для виконання заповнюючих шарів. Попередня практика показала, що зварювання з облицюванням кромок завтовшки не менше 3 мм сприяє утворенню сприятливої структури в металі ЗТВ зварного з'єднання і виключає появу в ній холодних тріщин і відколів навіть при зварюванні легованих сталей [5, 6]. З урахуванням великої товщини стінок корпусу шатуна та з метою підвищення опірності утворенню холодних тріщин вважали також доречним застосування при зварюванні попереднього підігріву до 80...100 °С [6, 7]. При зварюванні за умов жорсткого контуру для цього ремонтного випадку рекомендовано застосування механічного проковування шарів металу швів з використанням спеціального ударного інструмента [8]. Перед початком зварювальних робіт, як правило, повинно виконуватися прожарювання електродів в електропечах при температурі 300...350 °С протягом 1,5 год. Для унеможливлення їхнього зволоження під час роботи обов'язкове зберігання у термопеналах за температури 70...80 °С. Для ручного зварювання необхідно застосовувати, наприклад перевірене практикою джерело постійного струму ВД-306, а для механізованого зварювання в середовищі суміші захисних газів (80%Ar+20%CO₂) – апарат моделі ewm Phoenix Pulse 501 з вбудованим напівавтоматом. Методи видалення тріщин пошкодженого металу та підготовки обробок під зварювання, що використовуються в роботі, відомі й давно застосовуються в нашій практиці [9]:

- механічне різання, плазмове та електродугове стругання спеціальними електродами типу АНР-2;

Таблиця 2. Розташування та параметри (наскрізні тріщини) дефектів № 1–4

№ з/п	Зображення дефекта в трьох ракурсах		
1			
2			
3			
4			

• зачищення поверхонь абразивним інструментом.

Підготовка шатуна до ремонту полягала у видаленні забруднень та мастил з поверхні в зоні зварювання, а також механічному зачищенню поверхонь від окалини та ретельному контролю на наявність дефектів за допомогою пінетрантів.

Вище наведений досвід та рекомендації були включені до ремонтної технології з відновлення цілісності шатуна.

Результати досліджень. В результаті вивчення хімічного складу встановлено, що вміст елементів у пробі металу, відібраної з корпусу шатуна, такий, мас. %: С – 0,20, Si – 0,43, Mn – 1,52, S – 0,007, P – 0,023. Такий метал ідентифікується як низьколегована сталь, аналог вітчизняної сталі марки 20ГЛ за ГОСТ 977–88. Її зварюваність при вуглецевому еквіваленті $C_{екв} = 0,45$ оцінюється як задовільна.

Таблиця 3. Технологічні характеристики режимів зварювання

Спосіб зварювання	Діаметр електрода, мм	Рід струму, полярність	Зварювальний струм, А	Напруга на дузі, В
111	3,2	Постійний, зворотня	120...140	24...26
	4,0		140...160	
135	1,2	->-	160...200	26...28

Техніка зварювання: блоковий метод, розмір блоків до 100 мм, ширина окремих валиків шва не більше 10 мм.

Беручи до уваги розміри та різноманітність дефектів, порядок їхнього ремонту передбачав таку черговість: першими розроблялися та заварювалися ділянки з тріщинами у стінках (дефекти № 1–4), в другу чергу виконували ремонт отворів (дефекти № 5–8), в третю – раковини (дефект № 9). Завершувався ремонт відновленням зношених поверхонь.

Ремонт дефектів № 1–4 виконували після розроблення тріщини, облицювання кромek електродами марки Böhler FOX EV 50 з наступним механізованим заварюванням розробки кромek із застосуванням дроту Böhler DMO-IG згідно зі схемою, наведеною на рис. 3. Приклад загального виду ділянки ремонту тріщини № 1 на передній стінці наведено на рис. 4, а тріщини № 2 – на рис. 5. При переході на зварювання зовнішньої сторони шва обов’язково виконувалося розчищення кореня шва. У процесі зварювання здійснювали

механічне проковування шарів наплавленого металу ударним інструментом до зміни малюнка шва за винятком першого шару в корені шва та облицювального шару. Температуру шва між проходками витримували в межах 130...150 °С.

Ремонт дефектів № 5–8 виконували після оброблення вхідного каналу та встановлення мідного стрижня в отвір. Зварювання здійснювали електродами FOX EV 50 згідно зі схемою, наведеною на рис. 6.

Ремонт раковини (дефект № 9) здійснювали згідно зі схемою (рис. 7) із попереднім розчищенням до чистого металу із застосуванням механізованого зварювання дротом Böhler DMO-IG.

Відновлення зношених поверхонь виконували з попереднім зняттям наклепаного шару на глибину 0,8...1,0 мм і подальшим наплавленням дротом Böhler DMO-IG поздовжніми валиками з перекриттям на 1/3 у два шари згідно зі схемою на рис. 8. Фінішне зачищення здійснювали до рівня металу, чорнота на допускалася.

При планових перервах чи довготривалих зупинках в роботі, а також після завершення зварювання

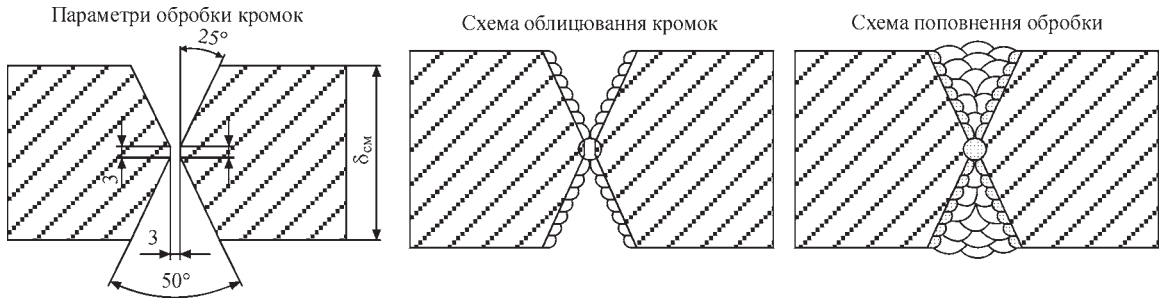


Рис. 3. Схема ремонту дефектів № 1–4

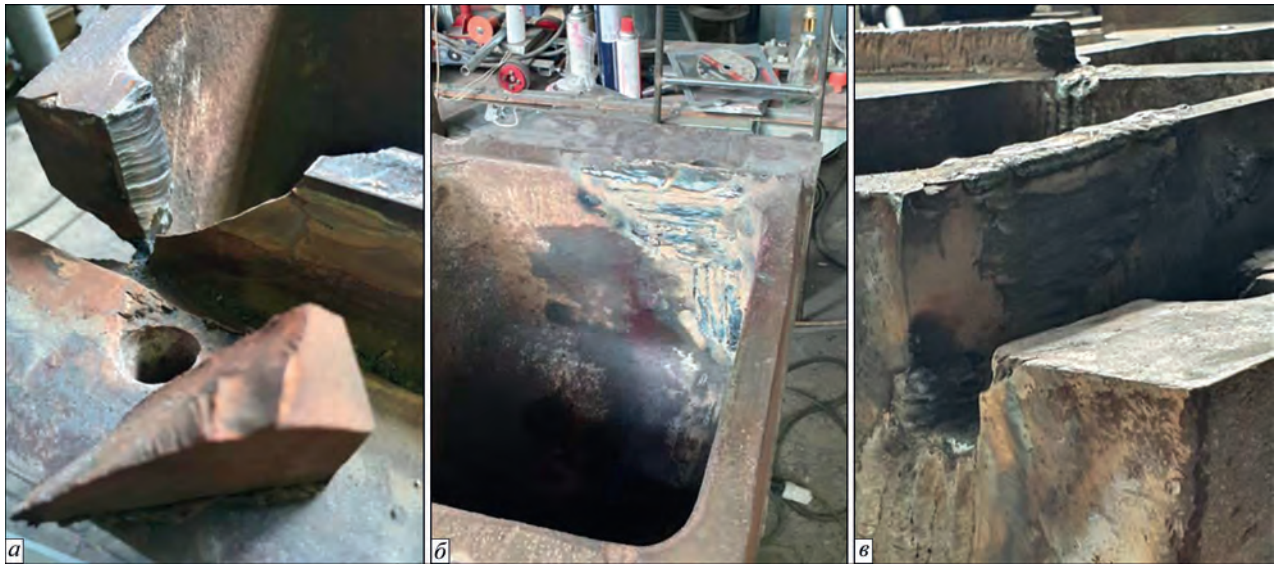


Рис. 4. Загальний вигляд ділянки ремонту тріщини № 1 на передній стінці (а), після термічного видалення фрагмента стінки (б), після зварювання (в) відповідно з середини та зовні



Рис. 5. Загальний вигляд ремонту тріщини № 2 на передній стінці після механічної обробки кромки (а) та після зварювання (б)

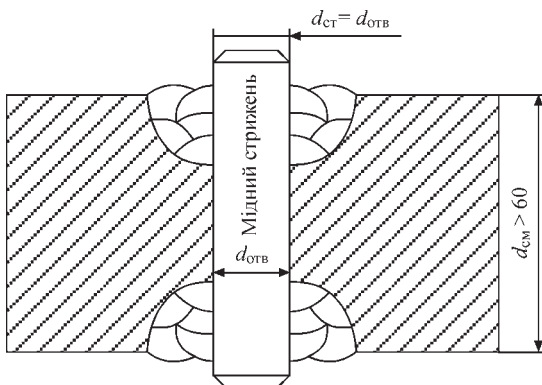


Рис. 6. Схема ремонту дефектів № 5–8

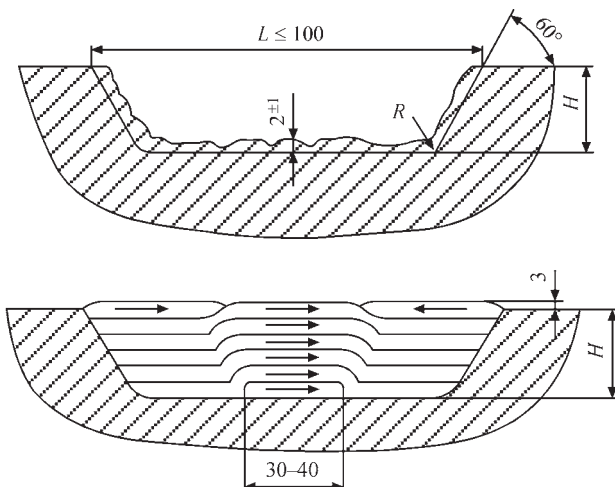


Рис. 7. Схема ремонту дефекта № 9

ремонтні з'єднання обов'язково підлягали уповільненому охолодженню з періодичним прогріванням газокисневим полум'ям до температури 120...150 °С з укриттям теплоізоляційними матеріалами.

Супровід зварювальних робіт, що проводився нашими фахівцями протягом всього терміну їх виконання, засвідчив, що запропонована технологія забезпечує високу технологічну міцність ремонтних з'єднань та професійно без ускладнень реалі-

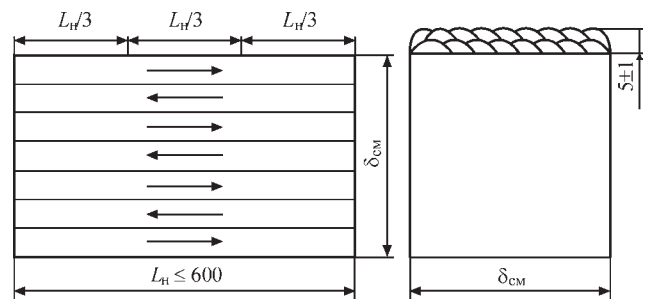


Рис. 8. Схема відновлення зношених поверхонь

зується кваліфікованими зварювальниками. Після виконання візуально-оптичного контролю відновлений шатун було передано підприємству з гарантійними зобов'язаннями протягом 12 місяців. З дня запуску в роботу до цього часу минуло 2 роки. Претензії до якості виконаної послуги в цей період підприємством не висувались.

Висновки

З'ясовано, що недопустимі експлуатаційні дефекти на корпусі шатуна унеможливили подальшу експлуатацію та потребували ремонту за спеціальною технологією, яка б враховувала конструктивні особливості об'єкту ремонту, стан його пошкодження та необхідність зварювання за умов обмеженої деформації. Створена на вимогу технологія включає нові та перевірені власною практикою ремонту подібних литих конструкцій зварювальні матеріали, технологічні заходи і технічні розв'язки, а також високу майстерність і компетентність зварювальників. Практична значущість та ефективність її застосування підтверджено експлуатацією шатуна в проектному режимі роботи мобільної щокрової дробарки Metso lokotrack LT 120 протягом двох років.

Список літератури

1. Кравець В.Г., Терентьев О.М., Чала О.М. (2019) *Техніка і технологія переробки гірських порід*. [Електронний ресурс]: навч. посіб. для студ. спеціальності 184 «Гірни-

- цтво». КПІ ім. Ігоря Сікорського. Електронні текстові дані (1 файл: 29,9 Мбайт). Київ, КПІ ім. Ігоря Сікорського.
2. Лашченко Г.І. (2019) Зварювальне виробництво в економіці України. *Автоматичне зварювання*, **11**, 3–10.
 3. Позняков В.Д. (2017) Технології зварювання для виготовлення і ремонту металевих конструкцій із високоміцних сталей. *Вісн. Нац. академії наук*, **1**, 64–72.
 4. Позняков В.Д., Гайворонський А.А., Жданов С.Л., Демченко Ю.В. і др. (2004) Восстановление цельнолитых станин конусных дробилок сваркой. *Сварщик*, **5**, 6–9.
 5. *Сварка и свариваемые материалы* (1991): Справочник в 3-х томах, Волченко В.Н., Макаров Э.Л. Москва, Металлургия.
 6. Гайворонський А.А. (2014) Сопротивляемость образованию холодных трещин металла ЗТВ сварных соединений высокопрочных углеродистых сталей. *Автоматическая сварка*, **2**, 3–12.
 7. Позняков В.Д., Гайворонський А.А. (2006) Опірність уповільненому руйнуванню зварних з'єднань при ремонтному зварюванні литих конструкцій з високоміцних вуглецевих сталей. *Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин: зб. наук. праць. Київ, НАН України ІЕЗ ім. Є.О. Патона*, сс. 411–414.
 8. Лашченко Г.І., Демченко Ю.В. (2008) *Энергосберегающие технологии послесварочной обработки металлоконструкций*. Київ, Екотехнология.
 9. (2013) *Реновационні технології зварювання і споріднених процесів*. Конспект лекцій для студентів спеціальностей 7.05050401, 8.015050401 «Технологія та устаткування зварювання», 7.05050402, 8.050050402 «Зварювальні установки», 7.05050403, 8.05050403 «Відновлення та підвищення зносостійкості деталей і конструкцій». Укладачі: С.М. Гетманець, Д.В. Степанов. Київ, НТУУ «КПІ».

References

1. Kravets, V.G., Terentiev, O.M., Chala, O.M. (2019) *Technique and technology of rock processing: Manual*. Kyiv, NTUU KPI [in Ukrainian] Electron data.
2. Lashchenko, G.I. (2019) Welding production in the economy of Ukraine. *The Paton Welding J.*, **11**, 2-7.
3. Poznyakov, V.D. (2017) Technologies of welding for production and repair of metal structures from high-strength steels. *Visnyk NANU*, **1**, 64–72 [in Ukrainian].
4. Poznyakov, V.D., Gajvoronsky, A.A., Zhdanov, S.L., Demchenko, Yu.V. et al. (2004) Restoration of one-piece-cast bases of cone crushers by welding. *Svarshchik*, **5**, 6–9 [in Russian].
5. Volchenok, V.N., Makarov, E.L. (1991) *Welding and welded materials: Handbook in 3 Vol*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
6. Gajvoronsky, A.A. (2014) Resistance to cold crack formation of HAZ metal of welded joint on high-strength carbon steels. *The Paton Welding J.*, **2**, 2-11.
7. Poznyakov, V.D., Gajvoronsky, A.A. (2006) Resistance to delayed fracture of welded joints in repair welding of cast structures from high-strength carbon steels. In: *Problems of life and service safety of structures, constructions and machines*. Kyiv, PWI, 411–414 [in Ukrainian].
8. Lashchenko, G.I., Demchenko, Yu.V. (2008) *Energy saving technologies of postweld treatment of metal structures*. Kyiv, Ekotekhnologiya [in Russian].
9. (2013) *Renovation technologies of welding and related processes: Lecture notes for students*. Comp. by S.M. Getmanets, D.V. Stepanov. Kyiv, NTUU KPI [in Ukrainian].

REPAIR OF THE BODY OF CONNECTING ROD OF MOBILE JAW CRUSHER METSO LOKOTRACK LT 120

V.D. Poznyakov, O.A. Gaivoronskyi, Yu.V. Demchenko, A.M. Denysenko, G.V. Zhuk

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

E-mail: paton39@ukr.net

The paper describes the experience of repair welding of service defects in the body of the connecting rod of mobile jaw crusher Metso lokotrack LT 120, which is a rather rigid honeycomb structure from cast low-alloyed steel of 20GL type with thickness of external walls of 60 mm and of partitions of not less than 45 mm and more than 5 t weight. It was found that the most significant defects – fatigue cracks and cleavage which are incompatible with performance, naturally formed near the structural stress raisers, service damage, caused by contact impact of armour protection, casting defects, as well as in the sites of unsmooth connection of elements, etc. Crack opening displacement is equal to 2...3 mm that is indicative of the start of shape change of the body and need for prevention of further operation in such a state. Rigid structure of the connecting rod body and general state of destruction required special technology of repair welding, which was created and realized by the authors. It included new welding materials, technological measures and engineering solutions and those verified by our own practical experience of repair of cast structures, as well as high skill and competence of the welders. Practical importance and effectiveness of the performed work on connecting rod repair was confirmed by safe operation of the crusher in the design mode for two years. 9 Ref., 3 Tabl., 8 Fig.

Keywords: connecting rod, service defects, design stress raisers, through-thickness cracks, repair-welding technology, rigid framework, weldability, mechanical peening of welds

Надійшла до редакції 18.05.2022



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



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

ЖУРНАЛИ

для професіоналів



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



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

EVALUATION OF LOAD BEARING CAPACITY OF CYLINDRICAL SHELL OF ABOVE-GROUND VERTICAL STEEL WELDED TANK FOR OIL STORAGE AFTER REPAIR

ОЦІНКА НЕСУЧОЇ ЗДАТНОСТІ ЦИЛІНДРИЧНОЇ СТІНКИ ВЕРТИКАЛЬНОГО ЗВАРНОГО РЕЗЕРВУАРА ДЛЯ ЗБЕРІГАННЯ НАФТИ ПІСЛЯ РЕМОНТУ

A. Barvinko, Y. Barvinko, A. Yashnik, O. Kostenevich

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

E-mail: tanksweld@gmail.com

When above-ground steel tanks are repaired, certain improper techniques used during welding of individual sheets into the tank shell may cause depressions to form in the shell surface. Such deviations in the shell shape from the design geometry create additional stresses. In this study basing on result of computer calculation of tank with $D = 22.8$ m and $H = 12.0$ m it is proposed that if the shell imperfection is a rectangular depression of a near-cylindrical design geometry, it is possible to increase the allowable stresses by 10 % by introducing a specific coefficient taking into consideration the effect of additional stresses. 19 Ref., 3 Tabl., 7 Fig.

В процесі ремонту вертикальних сталевих резервуарів у разі недотримання технології зварювання окремих листів в стінку резервуара можливе утворення відхилень від її проектної геометричної форми. Наявність недосконалостей геометричної форми стінки від проектної призводить до виникнення в ній додаткових напружень. В представленій роботі за результатами досліджень впливу прямокутної недосконалості, геометрична форма якої близька до циліндричної, на напружений стан стінки резервуара РВС-5000 пропонується збільшити допустимі напруження до 10 % шляхом введення спеціального коефіцієнта, що враховує дію додаткових напружень. Бібліогр. 19, табл. 3, рис. 7.

Keywords: vertical cylindrical above-ground tank, stressed state, rectangular depression, local shell deformation, welding, repair

Ключові слова : вертикальний наземний циліндричний резервуар, напружений стан, прямокутне відхилення, локальна деформація стінки, зварювання, ремонт

Introduction. When repairing cylindrical steel oil storage tanks by closed-contour welding of individual sheets into the tank shell, buckling or deformation under extended residual weld stresses may be observed [1]. Depressions may form in the thin-walled cylindrical shell creating under the hydrostatic pressure load additional bending stresses exceeding the yield strength of the material [2, 3] in the areas deviating from the design geometry. This requires reducing the filling height of the tank, which may create technological restrictions at storage plants in situations when the volume needs to be clearly defined, e.g., when the reservoirs used are measuring tanks.

Oil storage tanks are high hazard objects classified as Consequences Class 3 (CC3) [4]. Thus, the problem of assessing strength and stiffness of such tanks is especially important. Particular attention should be paid to the development of a separate approach to assessing the impact of initial imperfections, such as depressions, on the bearing capacity of the cylindrical shell [5–7]. Most research on the bearing capacity of cylindrical steel tank shells that

takes into consideration the initial geometric imperfections [8–10] is aimed at improving the calculation algorithms and assessing the conditions leading to the loss of overall stability. Some studies [11–13] used stress concentration factor to analyze the issue of local strength of a thin-walled cylindrical shell. This approach, however, does not allow estimating the total strength and residual life of the tank shell fully. Another study considered the possibility to reduce bending stress for an isolated depression by reinforcing the structure with vertical ribs and a horizontal stiffening ring [2].

Thus, estimating the load-bearing capacity of a deformed shell is an urgent problem requiring further research. In this study, we propose a refined strength criterion for estimating the influence of shape imperfections, i.e. rectangular depressions, on the general shell strength. The chosen object of study was an above-ground steel tank (diameter $D = 22.79$ m, $H = 11.845$ m) with a single rectangular depression formed in its shell during welding of repair sheets without changing the curvature sign of the shell.

Barvinko A. – <https://orcid.org/0000-0002-5719-0576>, Kostenevich O. – <https://orcid.org/0000-0002-7427-2805>

© A. Barvinko, Y. Barvinko, A. Yashnik, O. Kostenevich, 2022

The depression was caused by insufficient transverse shrinkage compensation in vertical welded joints [14]. This required revising the oil filling height during further operation of the tank.

Design solutions for repairing and defect tolerance assessment. The vertical steel tank (Fig. 1) consisted of a cylindrical shell, a bottom, and a conical panel-frame roof with a central support column. By the time of the repair, the tank had been in operation for 58 years. According to the repair project, it was planned to replace the entire 1st course and the defective section from the 2nd course and to the full height of the shell (Fig. 1). The lower part of the insert from the 2nd to the 5th course was ~ 4.5 m high and was welded to the shell with a vertical flat butt weld, while for the upper part,

which was ~ 5.1 m wide and ~ 5.5 m high, the overlap weld was used.

The tank shell had 8th courses: the height of the first new course was 1.79 m, the height of the other courses was approximately 1.49 m. The total height of the shell was $H = 11,759$ m. The design thickness of the courses from bottom up was 9.2–7.3–7.5–5.7–4.8–4.8–4.9–4.8 mm. The first new course and repair insert were made of non-alloy structural steel St3sp5-sv with min yield strength $R_{ey} = 255$ MPa (analog of S235 steel) steel, while the rest of the courses were made of non-alloy structural steel VSt3sp, with min yield strength $R_{ey} = 210$ MPa (analog of S235 steel). To ensure that the shell was generally stable, 24 L-shaped stringers (L90×10) were installed on its upper courses (VII–VIII), and a stiffening ring made

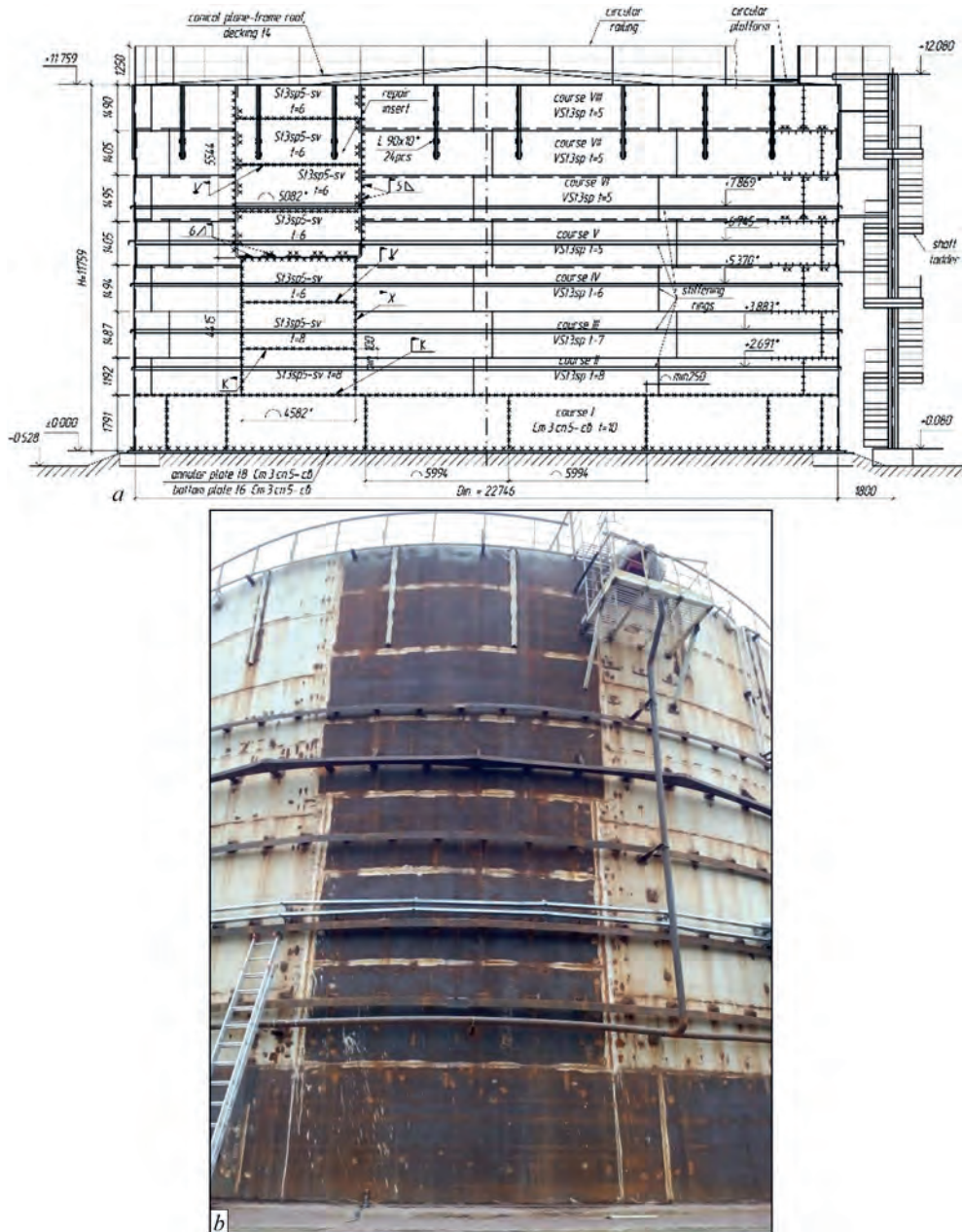


Fig. 1. Process of tank repair: *a* – design schema; *b* – shell after installation stiffening rings, tank is empty
Рис. 1. Процес ремонту резеруара: *a* – технічне рішення із заміни частини стінки; *б* – стінка резеруара після встановлення кілець жорсткості, резеруар пустий

of bent profile L6×90×200 was mounted at the mark +6.745 m.

For welding repair insert it was used the process 135 in the mix M21 with the solid electrode wire G3Si1. Vertical butt welds in insert had X-joint preparation, horizontal welds had X-joint preparation (see Fig. 1). Existing shell welds were welded with using process 121.

A deviation from the vertical weld technology caused the repair insert to deform, which created a depression taking up the full height of the shell characterized by unacceptable [6] vertical deviations (Fig. 2). Estimation of the geometric shape of the deformed shell (local deviations) using a template (straightedge) showed that it met the standard requirements [5, 6].

Eurocode 3 stipulates [15] that in the plastic limit state LS1 (yield strength), the strength analysis for tanks is performed using the circumferential stress:

$$\left[\gamma_F \rho g H_{\text{red}} + p_{\text{Ed}} \right] \left(\frac{r}{t} \right) \leq f_{yd} \quad (1)$$

where r is the radius of the tank; ρ is the density of the stored liquid; g is the free fall acceleration; $H_{\text{red}, j} = H_j - 0,3$ m (H_j is the vertical distance from the bottom of the j^{th} course to the filling height level); p_{Ed} is the calculated value of internal pressure; γ_{M0} is the partial resistance factor; $f_{yd} = f_{yk} / \gamma_{M0}$; f_{yk} is the characteristic value of the yield strength.

According to EN14015 [5], when operating a tank, the maximum allowable design stress S of the tank's shell must be 2/3 of the yield strength, but must not exceed 260 MPa. The minimum required shell thickness e_c is determined based on the circumferential stress by the formula:

$$e_c = \frac{D}{20S} \{ 98W (H_c - 0,3) + p \} + c \quad (2)$$

where D is the tank diameter; W is the maximum design density of the product; p is the design internal pressure; c is the corrosion allowance; H_c is the distance from the bottom edge of the course to the filling height.

The API-650 standard describes a similar approach [6].

Thus, when performing strength analysis of the tank shell with imperfections, one needs to consider the action of circumferential and additional stresses.

Let us consider how the depressions formed in the tank shell during its repair affect its stress state. The analysis of these deformations shows that the actual geometric shape of the deformed area of the shell can be viewed as a smooth unfractured rectangular depression 5956 mm wide and 11760 mm high (Fig. 2) with a smooth transition to the cylindrical shell. Since the depression is formed due to insufficient transverse shrinkage compensation in the repair vertical welds [14], it happens largely through the reduction of the insert arc

length. This means that the shell in the depression area deforms in such a way that its radius increases. Thus, the change in the stress state of the cylindrical shell must be mainly contributed by additional bending stresses [16].

In order to reduce the initial deviations from the design geometry, the tank shell was reinforced with four L-shaped stiffening rings (L100×8 mm, L125×8 mm) installed at the marks +2.691 m, +3.883 m, +5.370 m, and +7.869 mm during the filling of the tank. The stiffening rings strengthened the structure, allowing for the general stability of the tank shell. Fig. 2 presents the out-of-plumbness values for the empty tank after the hydrostatic test has been completed and the stiffening rings fixed to the shell.

Computer simulation of the stress-strain state of the tank shell deviating from the design geometry (Fig. 2) was performed by the finite element method (FEM) using the SCAD Office 21.1.9.9 software system. The finite element model of the tank shell consisted of rectangular shell elements taking into consideration geometric nonlinearity. The minimum size of the rectangular finite element was 114.5×122.5 mm. For the lower edge of the shell the fixed-end boundary condition was set, while the boundary condition of horizontal translational motion was set for the top edge of the shell. The fixed roof of the tank was represented by a load evenly distributed along the upper edge of the shell. Stiffening rings and stringers were modeled using end rod elements. The design specific weight of oil was taken as 0.87 t/m³.

To analyze the flat stress state in the tank shell with initial deviations under hydrostatic pressure, we used the von Mises theory [17].

Analytical description of the imperfections in the shell geometry was performed using third order approximation curves according to the study by A.A. Krysko [18]. Fig. 3 shows the results of computer simulation of the tank shell with the depression (the surface imperfections are 10 times magnified for illustrative purposes). The junction between the depression and the cylindrical shell was described by a sinusoidal curve.

Result of numerical research & Discussion. The results on FEM calculations of equivalent (von-Mises) stresses obtained in the middle, inner, and outer shell fibers under hydrostatic pressure load (product density 0.87 t/m³) are presented in Table 1 for two filling heights, $H_f = 9$ m and $H_f = 10$ m, and in Fig. 4, a–c for $H_f = 10$ m. The maximum local equivalent stresses acted at the junctions between the shell and the stiffening rings. To avoid the edge effect in the ring-to-shell junction areas, the stresses in the shell were determined at a distance greater than $0,6(rt)^{1/2}$ from those areas.

The maximum fraction of bending stresses was defined as the ratio of the equivalent stress in the outer ($\sigma_{\text{eq out}}$) or inner ($\sigma_{\text{eq in}}$) shell fibers (whichever the

Table 1. Calculation results on stresses in repair insert courses of steel shell (St3sp-5, S255) of various thickness *t* for two filling heights *H_f*
Таблиця 1. Результати розрахунків напруг у ремонтних вставках сталевій оболонки (Ст3сп-5, С255) різної товщини *t* для двох висот заповнення *H_f*

Course no.	<i>t</i> , mm	<i>H_f</i> = 9 m		<i>H_f</i> = 10 m	
		σ _{eq mid} /σ _{eq in} /σ _{eq out} , MPa	Δ _{eq} /Δ _{all} , %	σ _{eq in} /σ _{eq out} , MPa	Δ _{eq} /Δ _{all} , %
1	9.2	120/132/143	16/–	134/149/158	15/10
2	7.2	120/136/143	16/–	135/149/158	15/10
3	7.2	100/106/120	17/–	115/122/136	15/–
4	5.4	86/100/102	16/–	104/122/122	15/–
5	5.4	72/80/90	20/–	90/101/100	11/–
6	5.4	44/54/55	20/–	63/76/62	17/–
7	5.4	14/33/40	65/–	32/47/40	32/–
8	5.4	13/20/25	48/–	9/13/12	31/–

Footnote. The edge effect zone at a distance of 0,6(*rt*)^{1/2} (where *r* is the shell radius) from the bottom edge of the first shell course within the junctions between the shell and the stiffening rings was not considered.

rectangular depression in the cylindrical tank shell considered allowable by the standards [5–7]. The API 650 [6] and EN14015 [5] standards require assessing the geometry tolerance in a deformed shell using a template or a vertical straightedge with a length of 0.9 and 1.0 m. According to EN14015 [5], the maximum local deformation in the vertical and horizontal directions is checked by a 1.0 m long straightedge (template) and should not exceed 16 mm (for a sheet thinner than 12.5 mm). A similar approach is taken in API 650 [6]. Here, local deviations from the design geometry for vertical and horizontal welded joints should not exceed 13 mm (1/2 inch). Deviations should be determined using a 900 mm (36 inch) template. Let us consider the stress state of the local deviation from the ideal cylindrical shape on the example of an isolated rectangular depression with a length of 914 mm in the circumferential direction and a maximum depth of 13 mm (Fig. 5, 6), which spreads along the entire tank shell height and is considered allowable as per API 650 [6]. The results of nonlinear calculation of equivalent stress fields according to the von Mises theory in the middle, inner and outer fibers of the tank shell with an isolated 13 mm deep depression

are shown in Fig. 6 and Table 2. The strength condition assessment was performed according to API 650 [6] (3) and EN14015 [5]:

$$\sigma_{all} = \min \left\{ \begin{matrix} 0,67 f_y \\ 260 \text{ MPa} \end{matrix} \right\} = 160 \text{ MPa}. \tag{4}$$

The analysis of the obtained data (Fig. 6, Table 2) shows that, although the 914 mm wide and 13 mm deep depression is deemed acceptable according to the API 650 [6] standard, the cylindrical tank shell with such a deformation, besides the circumferential membrane stresses, also develops sufficiently large additional bending stresses (40...50% of σ_{eq}) in the inner and outer fibers. This means that the presence of such depression does not allow meeting the strength condition for the shell as per the standards [5, 6] (Table 2). The influence of the length of the 13 mm deep depression in the circumferential direction was also assessed for the depression lengths of 914, 1200 and 1500 mm (Table 3) at a filling height of 10 m. The analysis of the calculation results (Table 3) shows that even when the width (length) of the de-

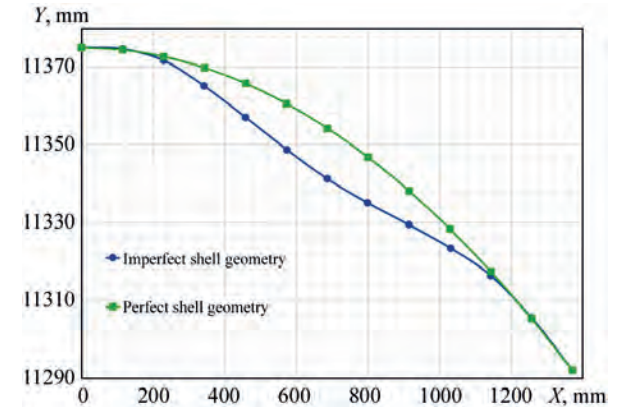


Fig. 5. Approximation of geometric shape rectangular depression with 914 mm wide in tank shell
Рис. 5. Апроксимація геометричної форми прямокутної недосконалості в стінці резервуара шириною 914 мм

Table 2. Calculation results on stresses in tank shell area with 914 mm long and 13 mm deep depression for filling height *H_f* = 10 m
Таблиця 2. Результати розрахунків напруги в області оболонки резервуара з вм'ятиною довжиною 914 мм і глибиною 13 мм для висоти заповнення *H_f* = 10 m

Course no.	<i>t</i> , mm	σ _{eq mid} /σ _{eq in} /σ _{eq out} , MPa	Δ _{eq} , %	Strength condition assessment according to	
				API 650	EN14015
1	9.2	106/185/210	43...49	–	–
2	7.2	112/188/204	40...45	–	–
3	7.2	101/173/192	42...47	–	–
4	5.4	96/160/174	40...45	–	–
5	5.4	80/140/149	43...46	+	–
6	5.4	54/102/116	47...53	+	+
7	5.4	25/57/75	56...67	+	+
8	5.4	3/10/7	70...57	+	+

Footnote. The edge effect zone at a distance of 0,6(*rt*)^{1/2} (where *r* is the shell radius) from the bottom edge of the first shell course was not considered.

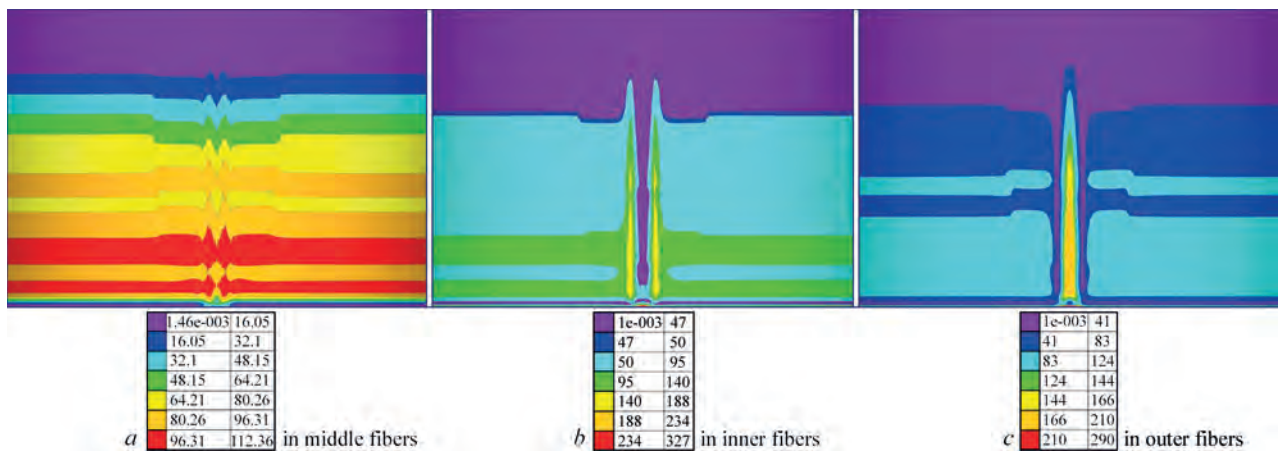


Fig. 6. Equivalent (von Mises) stress σ_{eq} , MPa, in shell with rectangular depression with 914 mm wide
Рис. 6. Еквівалентні напруження по Мізесу σ_{eq} , МПа, в стінці з прямокутною недосконалістю шириною 914 мм

Table 3. Calculation results on stresses in repair insert courses of tank shell at filling height $H_f = 10$ m for 13 mm deep depressions of different lengths: 914, 1200 and 1500 mm

Таблиця 3. Результати розрахунків напруги в ремонтних вставках оболонки резервуара при висоті заповнення $H_f = 10$ м для поглиблень глибиною 13 мм різної довжини: 914, 1200 і 1500 мм

Course no.	Stresses for following depression sizes:					
	914×13 mm		1200×13 mm		1500×13 mm	
	$\sigma_{eq\ mid}/\sigma_{eq\ in}/\sigma_{eq\ out}$, MPa	Δ_{eq}/Δ_{all} , %	$\sigma_{eq\ mid}/\sigma_{eq\ in}/\sigma_{eq\ out}$, MPa	Δ_{eq}/Δ_{all} , %	$\sigma_{eq\ mid}/\sigma_{eq\ in}/\sigma_{eq\ out}$, MPa	Δ_{eq}/Δ_{all} , %
1	106/185/210	49/46	109/180/162	39/25	109/161/135	32/12
2	112/188/204	45/42	111/180/158	38/25	109/161/134	32/12
3	101/173/192	47/33	96/160/144	40/11	94/142/120	34/–
4	96/160/174	45/21	94/152/130	38/6	92/132/110	30/–
5	80/140/149	46/4	78/126/109	38/–	75/110/90	32/–
6	54/102/116	53/–	49/90/81	46/–	47/78/63	40/–
7	25/57/75	67/–	19/46/47	60/–	18/40/34	55/–
8	3/10/7	70/–	2/6/5	67/–	2/6/5	67/–

pression is increased 1.5 times (to 1500 mm), the stresses in the 1st and 2nd courses of the shell exceed the allowable values by 12%.

This means that it is not always possible to correctly assess geometry tolerance in a deformed shell using a 0.9–1.0 m long template (straightedge), as described in [5, 6], since it may not ensure compliance with the static strength condition in terms of allowable stresses, which should not exceed 2/3 of the yield strength. If the depression in the circumferential direction is shorter than the length of the template, the actual working stresses in the shell can reach the yield strength.

Thus, the analysis of the actual allowable stress state of the tank shell shows that the standards [5, 6] permit the equivalent stresses exceeding the allowable values in a local area with deviations from the design geometry. The stress exceedance in this case is not standardized and thus the local plastic deformation of metal in the outer and inner fibers of these areas is effectively allowed when the tank is filled.

Refined strength criterion for the shell area with a depression. In view of the above, for the rectangular depression in the tank shell close to the design cylindrical shape, certain additional stresses are allowed, provided that the metal of the insert exhibits elastic behavior. It is important to note that under the action of

hydrostatic circumferential and additional stresses, the deformation of the shell is final and does not lead to

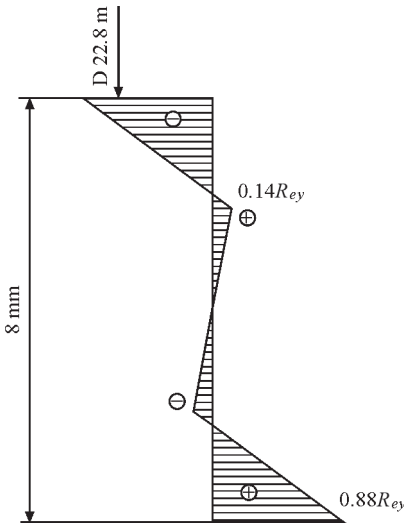


Fig. 7. Residual stresses in the lower course of the tank with a volume of 5000 cub. m ($D = 22.8$ m, $H = 12.0$ m) when constructed by rolling method [19]. Material of shell is non-alloy structural steel VSt3sp, with min yield strength $R_{ey} = 210$ MPa (analog of S235 steel). «+» stretched fiber, «-» compressed fiber
Рис. 7. Залишкові напруження в нижньому поясі резервуара РВС-5000 ($D = 22,8$ м, $H = 12,0$ м) при його спорудженні методом рулонування [19]. Матеріал стінки ВСт3сп із гарантованою міні межею пластичності $R_{ey} = 210$ МПа; «+» розтягнуте волокно, «-» – стиснене волокно

the destruction of the tank. A similar situation occurs with tanks constructed from coiled sheets. Here, along with the circumferential stresses, the shell also exhibits residual bending stresses from folding and unfolding of the roll [19] (Fig. 7). In such a case, the residual bending stress can reach the yield strength of steel.

Thus, considering the above calculation results and the study [16] we propose to formulate the strength condition for the deformed area of the shell as follows:

$$\sigma_{eq} \leq \gamma_{dep} S, \quad (5)$$

where σ_{eq} is the equivalent design stresses in the shell; S is the allowable design stress; γ_{dep} is the coefficient determining the value of additional stresses in the depression (insert) relative to the circumferential stresses ($\gamma_{dep} \leq 1.10$).

The final decision on the possibility of using the tank with initial geometric imperfections should be made and the coefficient γ_{dep} should be determined based on a detailed instrumental inspection of the shell for sharp bends (fractures), corrugations, and areas of plastic deformation, as well as a check of the state of repair welds (angle deformation, results of X-ray inspection or ultrasonic testing, etc.) and their operating conditions (repeated stress mode: quasi-static, low-cycle).

Conclusions

1. When performing the strength assessment of a cylindrical vertical tank shell with a rectangular depression close to the design cylindrical shape, it is proposed to take into consideration the additional stresses caused by this imperfection by introducing an additional coefficient determining the amount of additional stresses in the depression (insert) relative to the circumferential stress.

The value of the additional coefficient should not exceed 10% of the allowable circumferential stress and is determined depending on the actual technical condition of the deformed shell section with repair welds.

2. When developing design solutions for repairing the tank shell, one should use such a repair insert design and such welds design that, in the case of welding technology violation (e.g., insufficient transverse shrinkage compensation in vertical welds), would provide a rectangular depression in the tank shell as close to the design cylindrical shape as possible. In this case, the stress state change will be mainly contributed by additional bending stresses, which can make it possible to increase the allowable stresses and, thus, provide the design filling height of oil (oil product) in the tank.

3. Assessing geometry tolerance in a deformed cylindrical shell using a template (straightedge), as per the standards [5, 6] may be insufficient for ensuring the operability of the tank. In the area with allowable local de-

viations from the design geometry, significant additional stresses may manifest, thus leading to a violation of the strength condition for the tank shell. This may call for an additional calculation analysis of the actual stress state of the cylindrical tank shell for the given imperfection.

References

1. Makhnenko V.I., Barvinko A.Yu., Barvinko Yu.P., Tsiarkovsky P. (2002) Estimation of stressed state of the wall of coiled vertical cylindrical tanks in weld-in of insert plates. *The Paton Welding J.*, **5**, 2–6.
2. Šapalas A., Šaučiuvėnas G., Rasiulis K. et al. (2019) Behaviour of vertical cylindrical tank with local wall imperfections. *Journal of Civil Engineering and Management*, **25**(3), 287–296. <https://doi.org/10.3846/jcem.2019.9629>
3. Liagova A.A., Samigullin G.H. (2017) Evaluation of stress-strain state of steel cylindrical tank with dent defect. *International Journal of Applied Engineering Research*, **5**, 761–764.
4. EN 1990. *Eurocode – Basis of structural design*.
5. EN 14015. *Specification for the design and manufacture of site built, vertical, cylindrical, flat-bottomed, above ground, welded, steel tanks for the storage of liquids at ambient temperature and above*. CEN/TC 265, Secretariat: BSI, (2017-01) 343.
6. API 650 *Welded tanks for oil storage 13th edition*. API, (March 2020).
7. API 653 *Tank Inspection, Repair, Alteration, and Reconstruction*, Fifth Edition. API, (November 2014).
8. Chrysanthos Maraveas, Georgios A. Balokas, K. Tsavdaridis (2015) Numerical evaluation on shell buckling of empty thin-walled steel tanks under wind load according to current American and European design codes. *Thin-Walled Struct.*, **95**, 152–160. <https://doi.org/10.1016/j.tws.2015.07.007>.
9. Mahshid Rastgar, Hossein Showkati (2017) Field Study and Evaluation of Buckling Behaviour of Steel Tanks under Geometric Imperfections. *Journal of Applied Mechanical Engineering*, **6**(3) (January 2017). DOI: 10.4172/2168-9873.1000268
10. Mahyar Maali, Abdulkadir Cuneyt Aydın, Hossein Showkati et al. (2018) Longitudinal Imperfections on Thin Walled Cylindrical Shells. *J. Civil Environ Eng.*, **8**:2. DOI: 10.4172/2165-784X.1000309
11. Rasiulis K., Gurskys K. (2010) Analyses of the stress intensity of the cylindrical tank wall at the place of the geometrical defect. *Journal of Civil Engineering and Management*, **16**(2), 209–215. <https://doi.org/10.3846/jcem.2010.23>
12. Rasiulis K., Samofalov M., Šapalas A. (2006) Application of the non-linear Fe models to estimate effect of soft defects on thin walls of steel cylindrical tanks. *Ibid*, **12**(2), 169–179. <https://doi.org/10.3846/13923730.2006.9636389>
13. Romanenko K., Samofalov M., Šapalas A., Aliphanov L.A. (2004) Linear and Physically Non-linear Stress State Analysis of Local Shape Defects on Steel Cylindrical Tank Walls by Finite Element Method, Lithuania. *Mechanika*, (2) 5–13.
14. EEMUA 159 *Above ground flat bottomed storage tanks: A guide to inspection maintenance and repair* Publication 159 Ed. 5 (2017).
15. EN 1993-4-2 *Eurocode 3: Design of steel structures. Part 4-2: Tanks*.
16. Barvinko A.Yu., Gotsulyak E.A. (2003) Determination of admissible deviation of inserts in replacement of an assembly joint in the wall of coiled tanks. *The Paton Welding J.*, **3**, 27–31.
17. EN 1993-1-6: *Eurocode 3. Design of steel structures. Part 1-6: Strength and Stability of Shell Structures*.
18. Krysko A.A. (2016) *Geometric and computer modeling of the exploited structures of thin-walled shells of engineering structures, taking into account the imperfections of the geometric shape*. Donbass National Academy of Civil Engineering and Architecture, PhD thesis (2016) 191.
19. Biletskyi, S.M., Golyanko, V.M. (1983) *Industrial production of outsized welded sheet steel structures*. Kiev, Naukova dumka.

Надійшла до редакції 25.05.2022

СУЧАСНІ ТЕХНОЛОГІЧНІ ПРИЙОМИ ЗВАРЮВАННЯ ТИСКОМ МАГНІЄВИХ СПЛАВІВ (Огляд)

Ю.В. Фальченко, Л.В. Петрушинець

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

На підставі результатів літературного аналізу показана перспективність використання методів зварювання тиском: дифузійного, ультразвукового, прокаткою при з'єднанні елементів зі сплавів магнію. Проведено порівняльну оцінку режимів зварювання. Визначено основні напрями для отримання бездефектних з'єднань. Показано, що основними шляхами удосконалення процесів зварювання є застосування наступних підходів: контроль температурно-часових параметрів зварювання, використання проміжних прошарків у вигляді окремих шарів з однорідних матеріалів на основі міді, нікелю, цинку або срібла, або евтектичних сумішей, зміцнення стику за рахунок використання нано- або дрібнодисперсних часток; інтенсифікація пластичної деформації за рахунок накладення ультразвукових коливань; збільшення інтенсивності пластичної деформації, а також застосування термічної обробки до і після зварювання. Бібліогр. 31, табл. 1, рис. 10.

Ключові слова: магнієві сплави, зварні з'єднання, мікроструктура, міцність, дифузійне зварювання, ультразвукове зварювання, зварювання прокаткою

Вступ. Магній – один з найбільш поширених елементів на Землі. За оцінками загальної кількості він на четвертому місці після заліза, кисню і кремнію та посідає восьме місце за вмістом у земній корі. Головною перевагою застосування магнієвих сплавів є їх низька вага: магній має одну з найменших щільностей серед конструкційних матеріалів [1]. Його активне застосування гальмується через низькі пластичність і формуючість при кімнатній температурі, наявність базової текстури, розтріскування кромок при прокатці, високу електрохімічну активність [2].

Розробка нових сплавів і впровадження сучасних методів обробки сприяє поширенню магнію в автомобільній і авіаційній промисловості. В останні роки магнієві сплави стали ширше застосовуватись у виробництві великими автомобільними компаніями, включаючи General Motors, Ford, Volkswagen і Toyota. З цієї групи матеріалів виготовляють елементи приладової панелі, коробки передач, компоненти рульового управління та опори радіатора. З магнієвих сплавів вже виготовляються такі елементи літака як кронштейни, верхній корпус компресора для установки кондиціонування повітря, кріплення дверей, крильчатка зі скрученими лопатями, опора антени, віконна рама, частини коробки передач турбовентиляторного двигуна та інше [1, 2].

Оскільки магній набуває все ширшого застосування у виготовленні різноманітних вузлів, існує потреба в розробці методів з'єднання, які б забезпечили відповідні властивості отриманих елементів конструкцій.

Однак відомо, що традиційні технології зварювання магнієвих сплавів плавленням спричиняють значне розміцнення матеріалів у зоні з'єднання,

формування литої великокристалічної структури швів та утворення характерних дефектів у вигляді пор, мікровключень оксидних плівок і тріщин, обумовлених розплавленням і кристалізацією металу в зоні формування нероз'ємного з'єднання [3, 4].

Ефективними способами підвищення надійності швів може бути застосування способів зварювання в твердій фазі, що унеможливило утворення дефектів, характерних для способів зварювання плавленням.

З урахуванням вище наведеного, метою цієї роботи було провести аналіз технологічних прийомів, які застосовуються при зварюванні тиском магнієвих сплавів. До них можна віднести прокатування, дифузійне та ультразвукове зварювання та їх комбінації.

На рис. 1 приведено основні технологічні прийоми, які використовуються при зварюванні про-



Рис. 1. Основні методи зварювання тиском магнієвих сплавів

катуванням, ультразвуковому та дифузійному. Зварювання тертям з перемішуванням в цій статті не розглядається в силу специфічних особливостей його впливу на зону з'єднання, які суттєво відрізняють його від вище зазначених процесів.

Розглянемо публікації останніх років, присвячені даному питанню [5–31].

Дифузійне зварювання. При дифузійному зварюванні (ДЗ) основними параметрами є температура, тиск та час витримки. В роботах [5–8] досліджували вплив розміру зерна та параметрів зварювання при нагріванні зразків на повітрі на формування структури та механічні властивості з'єднань.

В роботі [5] при дослідженні з'єднання чистого магнію варіювали параметри: температуру 300...400 °C, тиск 2 ... 20 МПа, час витримки 15...4320 хв. Максимальні значення міцності на зсув 95,7...109,4 МПа (88,8 % від міцності основного матеріалу) були досягнуті на режимі: $T = 400$ °C, $P = 20$ МПа, $t = 60$ хв. Лінія з'єднання в таких зразках за допомогою оптичної мікроскопії не ідентифікується. Відмічається, що середній розмір зерна у магнієвому сплаві у вихідному стані становив близько 85 мкм.

При зварюванні сплаву AZ31 (Mg–3Al–1Zn, мас. %) [6] проводили його попередній відпал при 400 °C протягом 30 хв. Середній розмір зерна після даної операції становив 16,8 мкм. Дифузійне зварювання проводили на повітрі при температурі 400 °C, тиску 2...10 МПа, витримці 30...400 хв. При цьому в сплаві спостерігається надпластичність.

Як показали проведені авторами дослідження, збільшення часу зварювання зразків з магнієвого сплаву AZ31 призводить до збільшення розміру зерна (рис. 2).

Під час зварювання між контактуючими поверхнями утворюються пори, для заліковування яких необхідно використовувати більший тиск або тривалість зварювання. Максимальні значення міцності на зсув 74,2...80,5 МПа (85 % від вихідного металу) були отримані на режимі: $T = 400$ °C, $P = 3$ МПа, $t = 180$ хв. Лінія з'єднання в таких

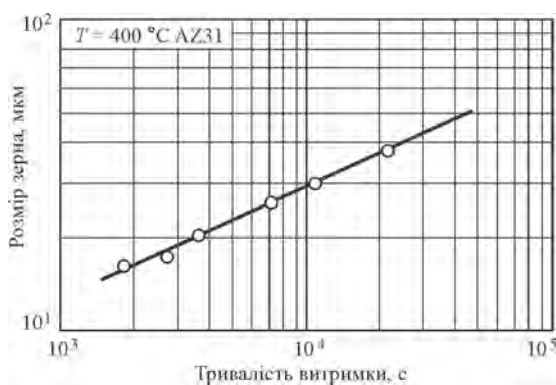


Рис. 2. Зв'язок між розміром зерна і часом нагрівання зразків при температурі 400 °C [6]

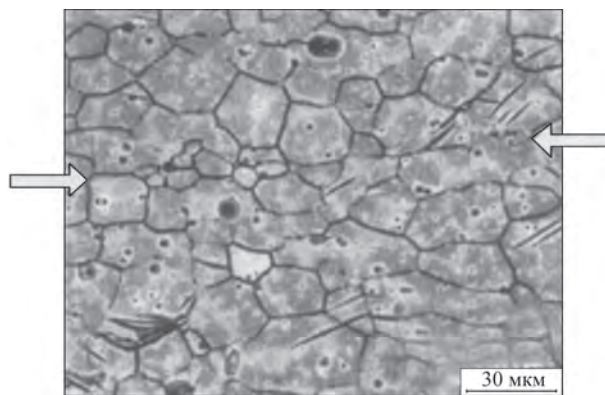


Рис. 3. Оптична мікροструктура зони з'єднання зразків, отриманих під тиском 3 МПа протягом 180 хв [6]

зразках за допомогою оптичної мікроскопії не виявляється (рис. 3).

В роботі [7] продовжили дослідження на сплаві AZ31 (Mg–3Al–1Zn, мас. %) при проявленні в ньому надпластичної поведінки та зниженні температури зварювання до 200...300 °C. Використовували матеріал після гарячого пресування та прокатки. Середній розмір зерна становив 8,5 мкм. Авторами зазначається, що розмір зерна вихідного сплаву суттєво впливає на температуру, за якої проявляються надпластичні властивості, наприклад, для розміру зерна 16 мкм вона складає 300 °C, а для 8,5 мкм – 200 °C. Тож температуру та тиск зварювання обирали такими, щоб за них проявлялись надпластичні властивості сплаву, відповідно 250...300 °C і 15...30 МПа. Процес проводили на повітрі, його тривалість становила 60...120 хв.

За температури зварювання 250 °C в стикі спостерігається чітка лінія контакту та пори. Підвищення температури дозволяє знизити дефектність зони з'єднання, проте збільшення тривалості витримки до 120 хв призводить до надмірного росту зерна і, як наслідок, зниження міцності отриманих з'єднань. Максимальна міцність на зсув $\tau = 68,5$ МПа (80,3 % від міцності вихідного матеріалу) була досягнута на режимі: $T = 300$ °C, $P = 20$ МПа, $t = 60$ хв.

В публікації [8] розглядався вплив розміру зерна на формування з'єднань з магнієвого сплаву AZ31 в умовах дифузійного зварювання. Використовували зразки після відпалу при 400 °C протягом 30 хв з середніми розмірами зерен 28 та 11 мкм. Дифузійне зварювання проводили на повітрі при температурі 400 °C, тиску 2...10 МПа, витримці 30...600 хв.

Було показано, що розмір зерна вихідного металу суттєво впливає на процес формування з'єднань і його укрупнення вимагає застосування більш жорсткого контролю режимів зварювання для отримання міцних з'єднань. Це пояснюється залежністю надпластичної поведінки металу від розміру зерна. Так, у випадку зразків з середнім

розміром зерна 28 мкм, оптимальним режимом є: $T = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 5\text{ МПа}$, $t = 180\text{ хв}$, а для розміру зерна 11 мкм – $T = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 3\text{ МПа}$, $t = 120\text{ хв}$. Міцність на зсув при цьому складає відповідно 74,5...81,1 МПа (90 % від вихідного металу) і 81,4 ... 85,1 МПа (92 %). Авторами запропонована модель утворення з'єднання, яка включає як дифузійні процеси, так і пластичну деформацію приповерхневих шарів. Надано рекомендації з вибору тривалості зварювання при різних значеннях тиску в залежності від розміру зерна основного металу.

В роботах [9–11] досліджували дифузійне зварювання магнієвих сплавів в умовах вакууму.

В роботі [9] проводили дифузійне зварювання у вакуумі (ДЗВ) екструдованого магнієвого сплаву AZ31 (Mg–2,5–3,5Al–0,5–1,5Zn–0,2–0,5Mn – до 0,1Si – до 0,05Cu – до 0,005Fe – до 0,005Ni, мас. %). З метою отримання вихідного матеріалу з заданим середнім розміром зерна 14,1 мкм проводили попередній ізотермічний відпал при $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом 30 хв. Параметри процесу зварювання задавали в наступних діапазонах: температура $390\text{...}480\text{ }^{\circ}\text{C}$, тиск 8 МПа, тривалість витримки $60\text{...}120\text{ хв}$, ступінь розрядження в камері 14 Па.

Результати досліджень показали, що температура зварювання та тривалість витримки мали ключовий вплив на якість з'єднань. При температурі нижчій за $420\text{ }^{\circ}\text{C}$ дифузійні процеси в стику ідуть загальмовано, чітко проглядається лінія контакту, міцність на зріз таких зразків низька. При $T = 450\text{...}480\text{ }^{\circ}\text{C}$ відбувається часткове зникнення лінії контакту, суттєвий ріст зерна та падіння міцності. При часі витримки 90 хв дифузійні процеси проходять найбільш повно, міцність зразків зростає, подальше збільшення тривалості зварювання призводить до невеликого падіння міцності через укрупнення зерна. Оптимальним режимом був визначений наступний: температура $420\text{ }^{\circ}\text{C}$, тиск 8 МПа, витримка 90 хв. За даних умов було отримано зразки з максимальним значенням міцності на зсув $\tau = 76,2\text{ МПа}$.

Автори роботи [10] досліджували особливості утворення з'єднань при ДЗВ магнієвого сплаву ZK60 (Mg–6Zn–0,35Zr, мас. %). Середній розмір зерна становив 11,9 мкм. Зварювання проводили при температурі $300\text{...}400\text{ }^{\circ}\text{C}$, тиску $1\text{...}20\text{ МПа}$, витримці $30\text{...}90\text{ хв}$, вакуумі 0,27 Па. На основі проведених механічних досліджень зразків оптимальним режимом зварювання був визначений наступний: температура $380\text{ }^{\circ}\text{C}$, тиск 20 МПа, витримка 90 хв. Міцність на зсув таких з'єднань становить 65,8 МПа (82 % від міцності основного металу). За менших значень параметрів режиму в стику проглядається лінія контакту і окремі пори. Перевищення рекомендованих значень при-

зводить до надмірного росту зерна і, як наслідок, деякого падіння міцності. В процесі зварювання на оптимальному режимі відбувається ріст середнього розміру зерна з 11,9 до 21,2 мкм. До певних меж цей процес позитивно впливає на якість зразків, оскільки основним механізмом формування з'єднання є дифузія атомів і ковзання вихідних меж зерен, викликане зростанням зерна.

В роботі [11] проводили дифузійне зварювання у вакуумі магнієвого сплаву AZ61 (Mg–5,8–7,2Al–0,4–1,5Zn–0,1–0,4Mn – до 0,3Si – до 0,05Cu – до 0,05Fe – до 0,05Ni, мас. %). Попередній рекристалізаційний відпал при $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом 30 хв дозволив зменшити середній розмір зерна з 20,48 до 14,29 мкм. ДЗВ проводили при температурі $430\text{...}490\text{ }^{\circ}\text{C}$, тиску 10 МПа, тривалості витримки $60\text{...}120\text{ хв}$. Ступінь розрядження не наводиться.

Металографічні дослідження зразків, отриманих на запропонованих режимах, показали, що в усіх випадках залишається виразна лінія контакту, проте її товщина зменшується зі збільшенням температури зварювання та тиску. В той же час застосування більшої температури зварювання призводить до надлишкового росту зерна і, як наслідок, падіння механічних властивостей з'єднань. За результатами експериментів було встановлено, що максимальну міцність на зсув 51,95 МПа (46,78 % від міцності основного матеріалу) можна отримати на режимі: $T = 470\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 10\text{ МПа}$, $t = 90\text{ хв}$. Мікротвердість таких зразків в зоні з'єднання має вищі значення, ніж в основному металі ($HV\ 82,48$ проти $\sim HV\ 65$), що пояснюється пластичною деформацією приповерхневих шарів в процесі зварювання.

В роботі [12] для підвищення міцності отриманих з'єднань запропоновано проводити їх термічну обробку. Автори досліджували дифузійне зварювання у вакуумі сплаву AZ91 (Mg–9Al–1Zn, мас. %). З метою подрібнення зерна проводили рекристалізаційний відпал при $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом 30 хв. Середній розмір зерна становив 12,31 мкм. Зразки зварювали у вакуумі 18 Па на режимі: температура $430\text{...}490\text{ }^{\circ}\text{C}$, тиск 10 МПа, тривалість витримки $60\text{...}120\text{ хв}$. Після зварювання на запропонованих режимах в усіх зразках чітко проглядається лінія контакту, а також значний ріст зерна при поєднанні високої температури з тривалою витримкою. Максимальна міцність на зсув з'єднань після зварювання становила 64,7 МПа, відповідно, оптимальним режимом був визначений наступний: $T = 470\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 10\text{ МПа}$, $t = 90\text{ хв}$. З метою підвищення механічних властивостей з'єднань проводили їх відпал. Термічну обробку проводили при $320\text{...}380\text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом $60\text{...}300\text{ хв}$. На всіх режимах було отримано збільшення міцності на зсув, максимальні значен-

ня $\tau = 76,93$ МПа були отримані при температурі 350°C і витримці 240 хв. Лінія з'єднання при цьому практично зникає, зерна в стику дрібнозернисті, проте їх розмір поступово збільшується у міру віддалення від шва.

З наведених вище робіт [5–12] по зварюванню магнієвих сплавів без використання проміжних прошарків можна зробити висновок, що бажано застосовувати режими зварювання, які не призводять до значного росту зерна. Додаткова термообробка, за рахунок протікання рекристалізаційних процесів, дозволяє дещо підвищити міцність з'єднань.

В роботах [13–24] досліджували можливість використання при дифузійному зварюванні проміжних прошарків різного хімічного складу.

В роботі [13] для ДЗВ магнієвого сплаву AZ31B (Mg–2,5–3,5Al–0,5–1,5Zn–0,2–0,5Mn–0,1Si–0,05Cu–0,005Fe, мас. %) в якості проміжного прошарку була запропонована мідна фольга товщиною 50 мкм. Зварювання проводили при температурі 480°C , тиску 10 МПа, витримці 30 хв, вакуумі 10^{-2} Па.

Було отримано бездефектні з'єднання, в мікроструктурі яких спостерігається формування трьох шарів (рис. 4). Загальна товщина дифузійної зони становить 115 мкм. Центральний шар світло-сірого кольору з чорними вкрапленнями товщиною 35 мкм є сумішшю фаз Mg_2Cu (ділянка D), MgCu (ділянка C) і твердого розчину $\text{Mg}(\text{Cu})$ (ділянка B). Шари, що прилягають до магнієвого сплаву (товщиною по 40 мкм) являють собою темно-сіру основу з білими переважно видовженими вкрапленнями (ділянка A) та складаються з твердого розчину $\text{Mg}(\text{Al}, \text{Cu})$ і розподіленій в ньому фазі $\text{Mg}_{17}(\text{Cu}, \text{Al})_{12}$. Атоми міді виявляють доволі високу активність у сплаві AZ31B. На границі розділу Mg/Cu мідь дифундує вздовж границь зерен в основний метал, формуючи білу сполуку. Утворення з'єднання розглядається як результат дифузії по границях зерен і дислокаціях, а також твердофазних перетворень. Розподіл мікротвердості в зоні

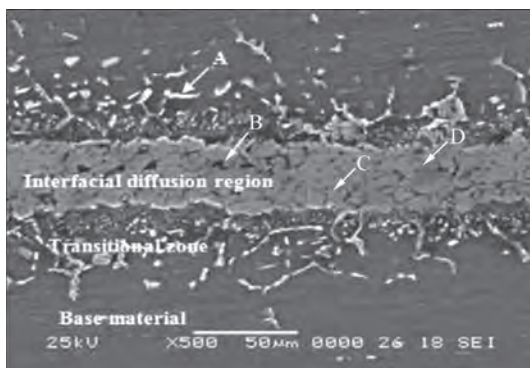


Рис. 4. Мікроструктура зони з'єднання сплаву AZ31B з використанням прошарку з Cu, де A, B, C та D – різні ділянки дифузійної зони [13]

з'єднання має ступінчастий характер і поступово збільшується від магнієвого сплаву до центрального шару стику, де становить близько $HV 100$, що на $HV 50 \dots 60$ вище, ніж у основного матеріалу.

Автори роботи [14] для зварювання сплаву Mg–3Al–1Zn, мас. % застосовували більш тонкий прошарок з міді товщиною $\delta = 20$ мкм. Зварювання проводили в атмосфері аргону при температурі 530°C , тиску 0,7 МПа, витримці $5 \dots 120$ хв.

Процес формування з'єднання автори розділяють на чотири етапи: пластична деформація та дифузія в твердому стані; розчинення прошарку та основного металу; ізотермічне затвердіння; гомогенізація (рис. 5, а–в). На першому етапі ($t = 5$ хв) відбувається зближення контактуючих поверхонь і їх мікропластична деформація. На другому ($t = 5 \dots 15$ хв) – утворення рідкої фази внаслідок евтектичної реакції, що супроводжується розчиненням прошарку та частини основного металу. Зона з'єднання при цьому складається з твердого розчину магнію та евтектики CuMg_2 . На стадії ізотермічного затвердіння ($t = 15 \dots 60$ хв) відбувається поступове зменшення вмісту фази CuMg_2 внаслідок інтенсивної дифузії міді в основний метал, що супроводжується ростом зерна та появою чіткої лінії з'єднання в центрі стику. На четвертому етапі закінчується процес гомогенізації зони з'єднання, яка переважно являє собою твердий розчин магнію з розподіленою по границях зерен фазою CuMg_2 . Лінія з'єднання втрачає чіткі обриси. Результати експериментів показали, що міцність з'єднань на зсув напряму залежить від тривалості зварювання (рис. 5, д). При малому часі зварювання ($5 \dots 30$ хв) механічні властивості з'єднань знаходяться на низькому рівні внаслідок того, що в стику залишається забагато крихкої фази CuMg_2 , а при задовгому часі зварювання ($30 \dots 120$ хв) – через інтенсивний ріст зерна в поєднанні зі скупченням фази CuMg_2 на границях зерен. Оптимальним режимом був визначений наступний: $T = 530^\circ\text{C}$, $P = 0,7$ МПа, $t = 30$ хв (рис. 5). Міцність з'єднань на зсув в даному випадку становить 70,2 МПа (85,2 % від міцності основного металу).

В роботі [15] зварювання магнієвого сплаву AZ31 виконували через прошарок міді та міді з оловом. На поверхню зразків методом вакуумного випаровування наносили мідь товщиною 5 мкм. В частині експериментів додатково була використана фольга з олова товщиною 50 мкм. Зварювання проводили в аргоні при температурі 520°C і тиску 0,5 МПа, варіюючи витримку в діапазоні $10 \dots 50$ хв. Нагрів до температури зварювання тривав близько 2 хв, охолодження до кімнатної температури відбувалось разом з камерою.

Показано, що при використанні покриття з міді в стику формується дифузійна зона товщиною

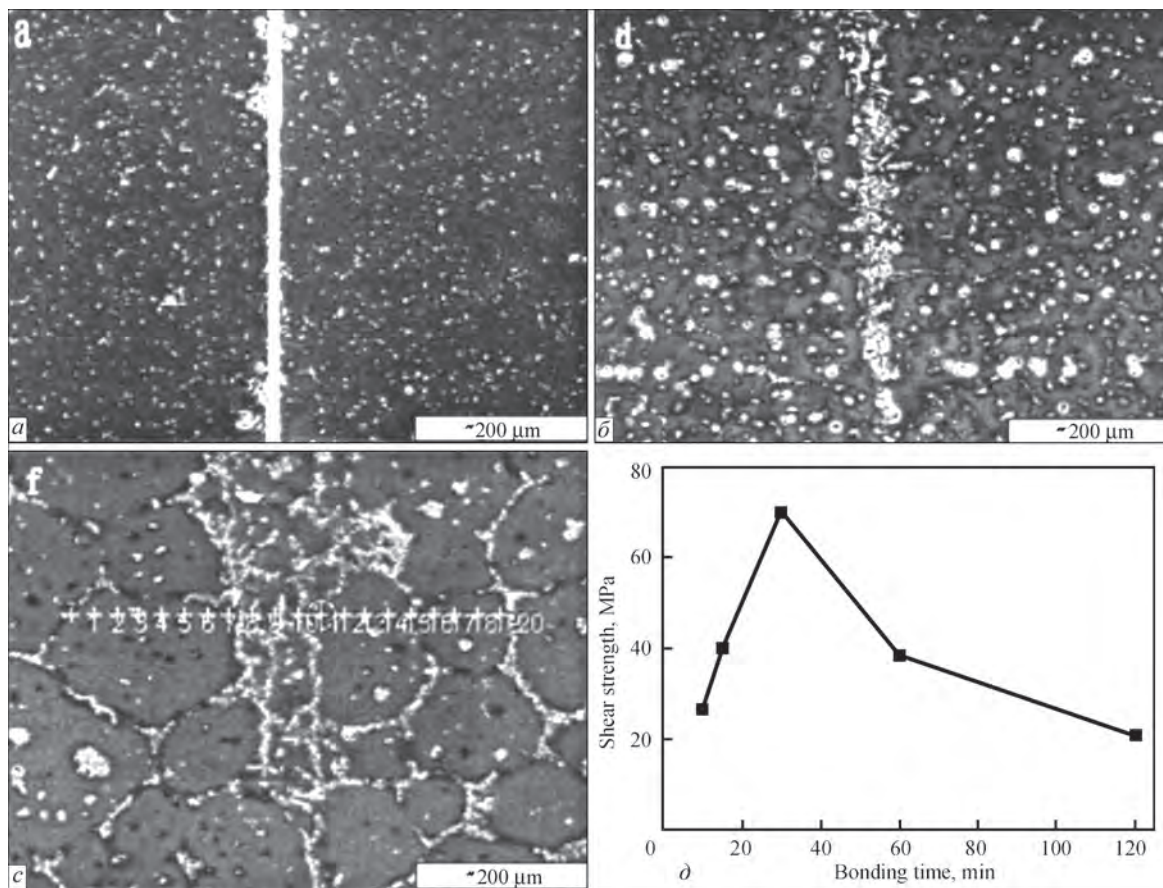


Рис. 5. Мікроструктура з'єднань, отриманих при 530 °С при часі зварювання 5 хв (а), 30 (б), 120 (в) та графік залежності міцності на зсув від часу зварювання (д) [14]

50...70 мкм, розмір якої зменшується зі збільшенням часу витримки. Вона складається з твердого розчину Mg і фази Cu_2Mg , наявні дефекти у вигляді пор. Використання комбінованого прошарку з покриття Cu і фольги Sn дозволяє отримати бездефектне з'єднання з більш однорідним характером розподілу елементів в стику та вищим значенням міцності на зсув. Область з'єднання складається з твердого розчину, збагаченого Mg, і окремих включень фази Cu_2Mg . Шар Sn не приймає участі в утворенні інтерметалідних фаз і вільно дифундує вглиб магнієвого сплаву. Значення мікротвердості в стику близькі до основного металу (68...70 VHN проти ~58 VHN). Міцність з'єднань на зсув росте зі збільшенням тривалості витримки, проте після 30 хв майже не змінюється ($\tau = 64$ МПа при $t = 30$ хв і $\tau = 67$ МПа при $t = 50$ хв).

Автори роботи [16] при зварюванні магнієвого сплаву AZ31 (Mg–2,5–3,5Al–0,7–1,3Zn–0,3Si–0,2Mn–0,05Cu–0,005Fe–0,005Ni, мас. %) використовували в якості проміжного прошарку чисту мідь, а також поєднання міді з наночастинками: TiO_2 , Al_2O_3 або SiC. Після очищення на поверхні зразків наносили гальванічне покриття з чистої міді товщиною 20 мкм. Для додаткового осадження наночастинок їх додавали в розчин електроліту в кількості 10 г/л. Було використано наночастинки TiO_2 і SiC розміром 20 нм, а Al_2O_3 – 20 і

50 нм. Зварювання проводили в атмосфері аргону при температурі 525 °С, тиску 1 МПа, витримці 60...120 хв.

Показано, що збільшення часу зварювання в усіх випадках сприяє повнішому проходженню процесу ізотермічного твердіння та дозволяє отримати більш однорідне з'єднання. При використанні покриття з чистої міді в зоні з'єднання залишається суцільний прошарок фази AlCuMg , вздовж якого спостерігаються мікротріщини. При застосуванні прошарку міді з частинками SiC в центральній частині стику формується значний об'єм фази Mg_2Cu , наявність якої є причиною крихкого руйнування таких зразків. На прикладі прошарку міді з Al_2O_3 показано, що збільшення розміру наночастинок з 20 до 50 нм призводить до падіння значень міцності. В зоні з'єднання при цьому формується суміш фаз Mg_2Cu , AlCuMg і інтерметалідних фаз системи Al–Cu–Mg, збагачених магнієм, спостерігаються окремі мікротріщини. Найвищу міцність на зсув 31,66 МПа (98 % від основного металу) мали зразки, зварені через прошарок міді з TiO_2 на режимі: $T = 525$ °С, $P = 1$ МПа, $t = 120$ хв. В зоні з'єднання спостерігаються скупчення частинок фази AlCuMg (рис. 6). Рівномірний розподіл наночастинок у проміжному шарі в даному випадку пригнічує зародження і поширення тріщин.

Автори роботи [17] в якості проміжного прошарку для зварювання магнієвого сплаву AZ31 (Mg–2,54Al–0,71Zn–0,09Si–0,03Mn–0,03Cr–0,03V–0,01Ti мас. %) використовували алюмінієву фольгу товщиною 9 і 14 мкм. Зварювання проводили при температурі 440...450 °С, тиску 2 МПа, витримці 45...120 хв, вакуум 2,7 Па.

Зона з'єднання складається з трьох шарів, при цьому вміст алюмінію поступово зменшується від центру стику до основного металу. За рівних інших умов з'єднання, отримані через фольгу товщиною 9 мкм, мають вищу міцність, що пояснюється більш повним проходженням процесу ізотермічного твердіння та утворенням меншого обсягу сполуки $Al_{12}Mg_{17}$. При тривалості зварювання більше 75 хв відбувається інтенсивний ріст зерна, що призводить до падіння міцності. Мікротвердість зони з'єднання до трьох разів вища ніж в основному металі, при цьому збільшення товщини фольги дещо підвищує твердість стику. Оптимальними умовами для формування з'єднань були визначені наступні: $T = 440$ °С, $P = 2$ МПа, $t = 75$ хв, товщина проміжного шару 9 мкм. Міцність на зсув при цьому становить ~ 35 МПа.

Автори роботи [18] при дифузійному зварюванні у вакуумі магнієвого сплаву AZ91 (Mg–9Al–1Zn, мас. %) розглядали можливість використання в якості проміжного прошарку фольги зі срібла товщиною 100 мкм. Зварювання проводили при температурі 480 °С, тиску 1 МПа, витримці 30...120 хв, у вакуумі $2 \cdot 10^{-3}$ Па.

Були отримані бездефектні з'єднання. В процесі зварювання відбувається плавлення матеріалу на границі сплав AZ91/фольга Ag і активна дифузія атомів між основним матеріалом і прошарком, при цьому срібло поступово розчиняється в матриці магнієвого сплаву. Міцність на зсув з'єднань майже не залежить від тривалості зварювання і знаходиться в межах 65...70 МПа (проти ~ 120 МПа для основного металу в стані після відпалу). Мікроструктура та хімічний склад зони

з'єднання зразків, отриманих за різної витримки, подібні між собою.

В роботі [19] зварювання магнієвого сплаву AZ31 (Mg–2,99Al–0,96Zn, мас. %) проводили через проміжний прошарок зі срібла товщиною 50 мкм. Зварювання проводили при температурі 480...500 °С і витримці 60 хв.

В зразках, отриманих при $T = 480...490$ °С, в центральній частині шва спостерігається евтектичний шар і дифузійні шари на границі з основним металом. При зварюванні на 500 °С в зоні з'єднання виявляється тільки тонкий евтектичний шар. З ростом температури також змінюється склад виявлених фаз. При 480 °С в стику утворюється суміш з інтерметаліду $AgMg_4$ і евтектики $AgMg_3$ загальною шириною 40 мкм. При 490 °С формується зона з'єднання шириною близько 100 мкм, дифузійні шари якої складаються переважно з твердого розчину, збагаченого Mg, а центральна ділянка – з евтектики $AgMg_3$. При 500 °С проміжний прошарок з Ag майже зникає внаслідок дифузії в основний метал, залишаючи тонкий евтектичний шар (~ 6 мкм). Зазначається, що підвищення температури зварювання також позитивно впливає на мікротвердість зони з'єднання, її значення падає зі $HV_{0,05} = 170$ ($T = 480$ °С) до $HV_{0,05} = 80$ ($T = 500$ °С). Міцність на зсув за оптимальної температури зварювання при цьому становить лише 39 МПа, що вдвічі нижче ніж у основного металу.

Автори роботи [20] використовували проміжний прошарок з нікелю при ДЗВ магнієвого сплаву AZ31 (Mg–3Al–1Zn, мас. %). Процес зварювання проводили на режимі: температура 515 °С, тиск 0,16 МПа, витримка 5...120 хв, вакуум 0,053 Па.

Після зварювання в зоні з'єднання можна виокремити 3 дифузійні шари, які розміщені симетрично відносно центру стику. Центральний шар, який складається з евтектики, поступово зменшується і зникає зі збільшенням часу витримки до 60 хв, що свідчить про повне ізотермічне затвердіння шва. Безпосередньо до нього прилягають інтерметалідні шари, товщина яких росте зі збільшенням тривалості зварювання. Шари, що граничать з основним металом, при витримці в інтервалі 20...30 хв спершу ширшають, а далі зменшуються в розмірі. Це пояснюється поступовою гомогенізацією зони з'єднання, оскільки відбувається взаємна дифузія елементів прошарку і основного металу. Збільшення часу зварювання до 120 хв призводить до падіння міцності, що було пов'язано з утворенням та сегрегацією крихких інтерметалідів системи Mg–Ni. Оптимальним режимом був визначений наступний: $T = 515$ °С, $P = 0,16$ МПа, $t = 60$ хв. За цих умов були отримані з'єднання з максимальною міцністю на зсув 36 МПа, мікротвердість при цьому становить

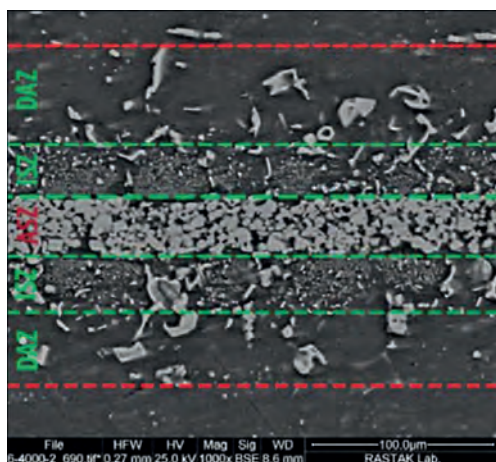


Рис. 6. Мікроструктура з'єднання сплаву AZ31 з використанням прошарку з міді з наночастинками TiO_2 [16]

ла 179 VHN, що втричі більше ніж в магнієвому сплаві (55 VHN).

В роботі [21] здійснювали зварювання магнієвого сплаву AZ31 (Mg–3Al–1Zn, мас. %) через покриття з нікелю. Нікель товщиною 5 мкм наносили методом вакуумного випаровування. Зварювання проводили на режимі: температура 520 °C, тиск 8 МПа, витримка 5...60 хв, вакуум $1,33 \cdot 10^{-3}$ Па.

В перші хвилини формування з'єднання в стику ще спостерігаються ділянки, збагачені нікелем. Збільшення тривалості зварювання до 30 хв сприяє дифузії Ni і повнішому проходженню процесу ізотермічного твердіння. Максимальні значення міцності на зсув $\tau = 46,2$ МПа були отримані при витримці 20 хв. При більшій тривалості процесу в стику поруч з формуванням крихкої фази Mg_2Ni спостерігається інтенсивний ріст зерна, що призводить до падіння міцності таких з'єднань.

Автори роботи [22] розглядали можливість використання частинок SiC в якості армуючого елементу стику при дифузійному зварюванні у вакуумі магнієвого сплаву AZ91 (Mg–8,25Al–0,63Zn–0,22Mn–0,035Si–0,014Fe–0,003Cu–0,002Be мас. %). Зварювання проводили при температурі 420 °C, тиску 10 МПа, з витримкою протягом 60 хв. Між поверхнями магнієвого сплаву укладали частинки SiC розміром 10...45 мкм у співвідношенні 2...6 %.

Показано, що використання армуючих частинок дозволяє майже вдвічі підвищити міцність на зсув у порівнянні зі зварюванням без прошарків (109 МПа проти 63 МПа). Оптимальними розміром і концентрацією визначено відповідно 10...25 мкм і 4 %. Завеликий обсяг часточок призводить до сповільнення дифузійних процесів і скупчення SiC в певних ділянках стику, що призводить до зниження пластичності таких з'єднань та їх руйнування при нижчих значеннях міцності.

З наведеного вище випливає, що при зварюванні через евтектичні прошарки необхідно контролювати процес утворення крихких фаз за рахунок зменшення тривалості зварювання, а також обмеженого формування рідкої фази, що досягається шляхом використання більш тонких фольг/покриттів. Використання армуючих частинок оптимального розміру та концентрації може суттєво підвищити міцність отриманих з'єднань.

В роботах [23, 24] досліджували вплив пластичної деформації на формування зварних з'єднань.

В роботі [23] зварювання магнієвого сплаву AZ31 (Mg–3,04Al–0,99Zn–0,29Mn–0,02Si–0,01Fe–0,01Cu, мас. %) виконували в дві стадії: гаряче формування і відпал. Стиснення виконували при температурі 350 °C, швидкості деформації $0,1 \text{ c}^{-1}$, ступені деформації 10...60 %. Зразки нагрівали до

заданої температури і стискали до заданої осадки, залишаючи під тиском ще 3 хв. Далі їх запаювали у вакуумні трубки, витримували при 400 °C протягом 60...720 хв.

Збільшення ступеня деформації до 40...60 % сприяє проходженню динамічної рекристалізації зерен в стику, початкова лінія зчеплення набирає хвилеподібних обрисів. Ріст нових зерен на межі розділу та їх поступове розростання в сусідні області деформації призводить до міграції меж зерен і часткового зникнення границі розділу (рис. 7).

Відпал протягом 60 хв призводить до деякого росту рекристалізованих зерен. Збільшення часу витримки до 120...240 хв сприяє утворенню більш розгалуженого контуру границь зерен, при цьому їх розмір збільшується неістотно. Після витримки протягом 480 хв границя розділу повністю зникла. Подальше збільшення тривалості відпалу призводить до небажаного огрубіння зерна, що негативно впливає на механічні властивості таких з'єднань. Максимальну міцність на розтяг 164,7 МПа мали зразки, які були з'єднані зі ступенем осадження 60 % і відпалені протягом 480 хв, що на 9 % більше, ніж у зразків, витриманих протягом 60 хв.

Автори роботи [24] досліджували особливості формування з'єднань з магнієвого сплаву WE43 (Mg–4Y–3Nd–0,5Zr, мас. %). Зразки нагрівали до 450...525 °C та стискали, задаючи швидкість деформації $0,001...1 \text{ c}^{-1}$ і ступінь деформації 5...50 %. Після нагрівання до заданої температури їх стискали та загартовували у воді.

В зоні з'єднання в умовах низької швидкості деформації $0,001 \text{ c}^{-1}$ та високої температури зварювання 525 °C відбувається стрімкий динамічний ріст зерен, що призводить до зниження міцності ($\sigma_b = 114,43$ МПа). У разі проведення процесу при температурі 450 °C або високій швидкості деформації, подрібнення зерна в зоні з'єднання контролюється за допомогою динамічної рекристалізації. Показано, що проведення зварювання при високій швидкості деформації 1 c^{-1} призводить до значного падіння пластичності у порівнянні з вихідним сплавом (3,56...5,51 % проти 12,17 %). Найвищі значення міцності на розрив 158,60 МПа були отримані для зразків, з'єднаних при температурі 450 °C і швидкості деформації $0,001 \text{ c}^{-1}$, пластичність при цьому становила 6,99 %.

Ультразвукове зварювання. В роботах з ультразвукового зварювання магнієвих сплавів [25–28] наряду з використанням параметрів, характерних для дифузійного зварювання (температура нагрівання, тиск) додатково застосовують коливання, що дозволяє суттєво зменшити час зварювання.

В роботі [25] проводили зварювання магнієвого сплаву ME20M (Mg–1,3–2,2Mn–0,15–0,35Ce–0,3Zn, мас. %) через прошарок чистого Zn товщиною 50 мкм. Зразки зі сплаву ME20M зварювали в індукторі на повітрі при температурі 370 °С, тиску 0,15 МПа, при витримці до 2 хв. В якості додаткового джерела інтенсифікації утворення з'єднання було використано ультразвук потужністю 200 Вт на частоті 20 кГц.

Отримати з'єднання на запропонованому режимі без ультразвукових коливань не вдалось. Застосування ультразвуку сприяє руйнуванню оксидної плівки на контактних поверхнях, пришвидшує проходження евтектичної реакції, інтенсифікує дифузію Mg і Zn в евтектичній рідині та прискорює процес ізотермічного затвердіння. Вже через секунду дії ультразвуку прошарок цинку перетворюється на двофазний сірий шар, основна частина якого складається з $Mg_{51}Zn_{20}$ з голчастими вкрапленнями MgZn. Зі збільшенням тривалості зварювання (рис. 8) відбувається поступове зменшення товщини центрального евтектичного шару та його зникання внаслідок завершення процесу ізотермічного затвердіння з формуванням твердого розчину Mg(Zn) з окреми-

ми вкрапленнями фази MgZn. Найвища середня міцність з'єднань на зсув 106,4 МПа була отримана для зразків, тривалість зварювання яких становила 2 хв.

В публікації [26] в якості проміжного прошарку використано фольгу сплаву H62 (Cu–38Zn) товщиною 20 мкм. Зварювання проводили при температурі 460 °С, тиску 0,15 МПа, тривалості процесу 0,05...1,5 хв, частоті ультразвуку 20 кГц, потужності 500 Вт.

Показано, що збільшення тривалості зварювання сприяє поступовому розчиненню проміжного прошарку з утворенням фаз CuMg₂ та CuMgZn, які в свою чергу зникають внаслідок формування в стику твердого розчину. Процес ізотермічного затвердіння повністю завершується через 1,5 хв. Оксидні плівки при цьому дробляться, частково видавлюються зі стику з рідкою фазою, а їх залишки витягуються двома ланцюжками вздовж основного металу. Зразки, отримані при тривалості зварювання 1,5 хв, мали міцність на зсув на рівні основного металу (105 МПа).

Автори роботи [27] досліджували можливість використання ультразвуку при зварюванні магнієвого сплаву AZ31B. В якості проміжного про-

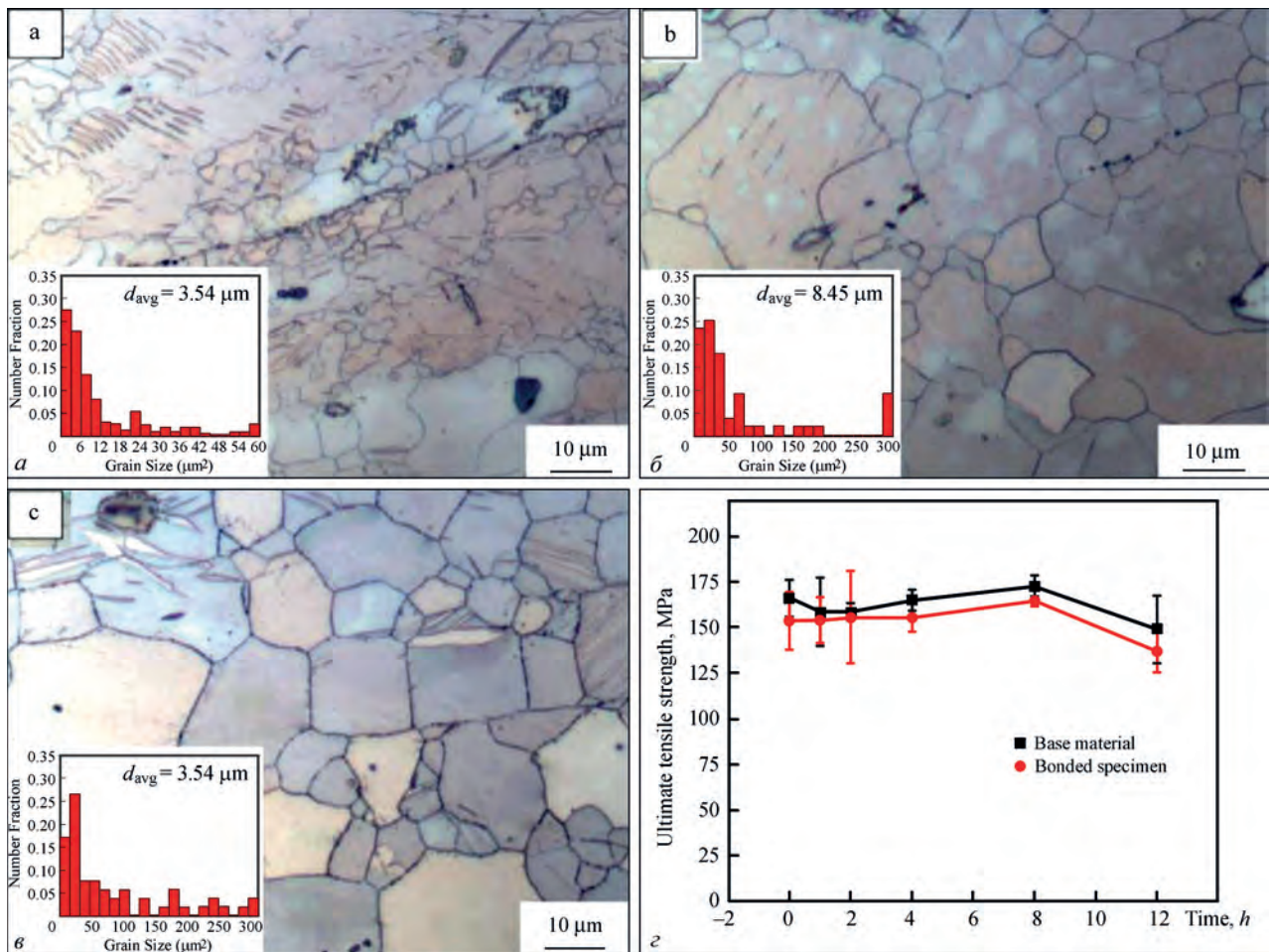


Рис. 7. Мікроструктура зони з'єднання та розподіл розмірів зерен в зразках, отриманих при температурі 350 °С, при ступені деформації 0,6 з наступною термообробкою при 400 °С протягом: а – 60; б – 240; в – 480 хв. Графік впливу тривалості термічної обробки на міцність зразків на зсув (г) [23]

шарку використовували фольгу Zn товщиною 0,5 мм. Частота коливань складала 20 кГц. Зварювання проводили на повітрі при температурі 360...380 °С, тиску 0,36 МПа, витримці 0,02 хв.

Було показано, що при температурі зварювання 360...370 °С в центрі стику формуються шар інтерметаліду $MgZn_2$ з ланцюжком пор посередині, шари евтектики на границі контакту з основним металом і тонкі включення $MgZn$ на межі між $MgZn_2$ і евтектикою. При цьому збільшення температури сприяє зменшенню товщини центрального шару. При 380 °С цинкова фольга повністю реагує з магнієм, утворюючи евтектичну структуру з вкрапленнями твердого розчину на основі магнію. Максимальну міцність на зсув 42 МПа мали зразки, отримані при температурі 380 °С.

В роботі приведена схема утворення з'єднання через рідкий прошарок (рис. 9). Перед зварюванням на поверхнях магнієвого сплаву та Zn присутні щільні оксидні шари. Після нагрівання до температури зварювання і включення ультразвукових коливань оксиди починають руйнуватися, а на їх місці утворюється рідка фаза. Активна дифузія Mg і Zn сприяє швидкому утворенню великої кількості рідини, руйнуванню залишків оксидів і витисненню їх в грат. Атоми Mg дифундують у проміжок Zn, утворюючи $MgZn_2$ і $MgZn$ в твердому стані. На границі з основним металом рідка фаза утворює евтектичну структуру.

В роботі [28] досліджували вплив потужності імпульсів на якість з'єднань з магнієвого сплаву AZ31В. В якості проміжного прошарку використовували фольгу з цинку товщиною 0,5 мм. Зварювання проводили на повітрі при температурі 360 °С і тиску до 0,4 МПа. Робоча частота 20 кГц з потужністю 333...1000 Вт.

Дослідження показали, що вже через секунду дії ультразвуку оксид з поверхні магнієвого сплаву повністю видаляється. В стику формується широка зона з'єднання (~1,2 мм), яка складається з шару $MgZn_2$ з вкрапленнями Zn в центральній частині та евтектоїдних структур Mg/Zn на границі з основним металом, між обома шарами спостерігаються включення $MgZn$. Збільшення тривалості

зварювання сприяє зменшенню розміру центральної зони, від якої вже після 3 с залишаються окремі поздовжні вкраплення. В з'єднаннях, отриманих при вищій потужності ультразвуку, спостерігається менша залишкова пористість і більша ширина стику з товщими евтектоїдними шарами. При тиску сонотроду 0,4 МПа в стику формується зона з'єднання шириною 120 мкм, яка цілком складається з евтектоїдної фази. Дослідження механічних властивостей показали, що найвищу міцність на зсув 40 МПа мали з'єднання, які цілком складались з евтектоїдної структури.

Застосування ультразвуку при зварюванні магнієвих сплавів за рахунок інтенсифікації дифузійних процесів і стрімкого руйнування оксидної плівки на контактних поверхнях дозволяє в рази скоротити тривалість процесу утворення з'єднання у порівнянні з дифузійним зварюванням. Проте використання даного методу обмежується можливістю зварювання зразків малого розміру.

Зварювання прокатуванням. В роботах [29–31] по зварюванню прокатуванням ступінь деформації зразків була збільшена в значній мірі від 32 % [29] до 50 % [30, 31] на відміну від дифузійного зварювання, при якому ступінь деформації дорівнює 2...5 %.

Автори роботи [29] досліджували вплив температури процесу при накопичуваній прокатці сплаву AZ31. В якості вихідного металу були використані листи товщиною 1 мм, які складали в пакети по три і нагрівали в печі до 350...450 °С протягом 10 хв. Прокатку проводили з деформацією 32 % і швидкістю 14 м/хв.

Було показано, що при попередньому підігріві збірки зразків до 350 °С після прокатки на границі зерен починає відбуватись динамічна рекристалізація. При 400 °С починають формуватись смуги зсуву, які складалася з динамічних рекристалізованих зерен. При 450 °С утворюється смуга зсуву неправильної форми, ширина якої зменшується від поверхні всередину. Підвищення температури зразків перед прокаткою інтенсифікує динамічну рекристалізацію в стику та покращує якість з'єднання. При високій температурі межі зерен лег-

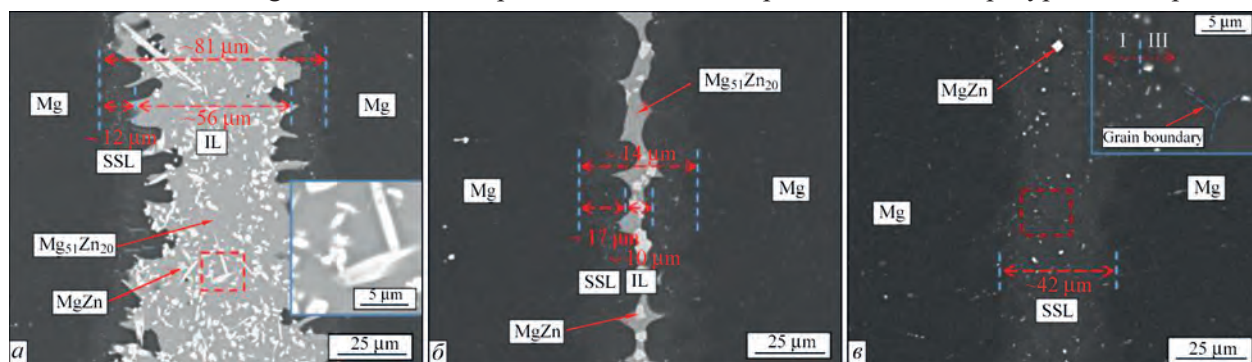


Рис. 8. Мікроструктура з'єднання сплаву ME20M з використанням прошарку з Zn та ультразвукових коливань при тривалості процесу: а – 0,02; б – 0,5; в – 2 хв [25]

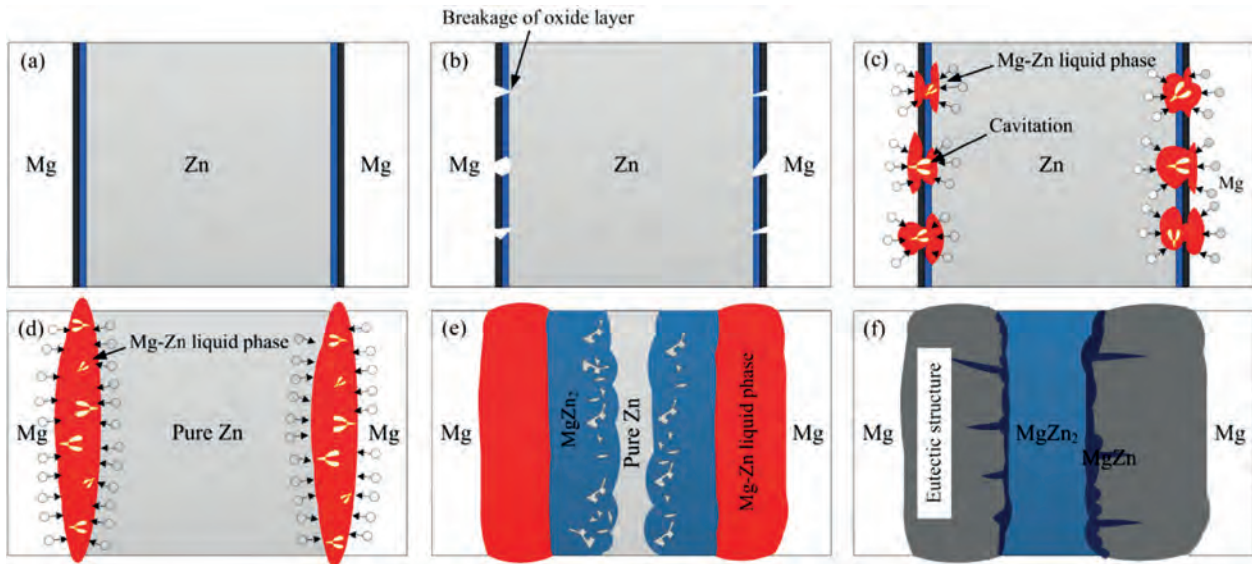


Рис. 9. Схематичне зображення механізму формування з'єднань через рідкий прошарок [27]

ко переміщуються, а рекристалізовані зерна контактують і зливаються. Схематично особливості формування з'єднання в залежності від температури попереднього підігріву наведено на рис. 10. Загалом процес прокатки значно знижує значення подовження матеріалу і майже не змінює межу пластичності і міцність на розрив. Суттєве зниження пластичності пояснюється утворенням тріщин під час прокатки. Оптимальною температурою попереднього підігріву була 450 °C. За неї межа пластичності становила 222,8 МПа, межа міцності 295,4 МПа, а подовження 6,0 %.

В роботі [30] магнієвий сплав LZ91 (Mg–9Li–1Zn) піддавали накопичуваній прокатці. Пластини довжиною 100 мм і товщиною 0,65 мм з одного боку очищали, складали в пакет по дві, нагрівали до 150 або 400 °C на повітрі та прокатували зі ступенем деформації 50 % при температурі роликів 135 °C. Далі, отримані таким чином двошарові листи знову складали в пакет по дві і повторювали процес до 5 разів.

У вихідному стані в сплаві LZ91 виявляється витягнута волокниста структура, що складається з двох основних фаз α і β . Прокатування пакетів сприяє подрібненню зерна та утворенню більш однорідної структури. При температурі по-

переднього підігріву 400 °C та п'яти циклах прокатки волокниста мікроструктура багатой на Mg α -фази стає тоншою і переривчастою. Максимальні значення межі міцності 290,2 МПа мали зразки підігріті до 150 °C і прокатані п'ять разів. Використання більш високої температури попереднього підігріву призводить до деякого падіння значень твердості і міцності внаслідок проходження процесу відновлення та перекристалізації.

Автори роботи [31] вивчали деформаційну поведінку при накопичуваній прокатці магнієвого сплаву AZ31 (Mg–3,2Al–1,3Zn–0,4Mn–0,06Ce–0,03Fe–0,01Si, мас. %). Листи товщиною 2 мм складали в пакети по два та прокатували зі ступенем деформації 50 % і швидкістю 24 мм/хв. Попередній підігрів становив 350...400 °C.

Отримати з'єднання вдалося тільки при підігріві до 400 °C. Після першого проходу в стикі чітко проглядається лінія контакту з диспергованими частинками оксиду. Фаза Al_8Mn_5 досить рівномірно розподілена в основному металі та зоні з'єднання. На кромках утворюються тріщини. Після другого – якість зчеплення поліпшується, розшарування на межі розділу не спостерігалось. Прокатування суттєво впливає на розмір зерен: вже після першого проходу їх середній розмір падає на порядок зі

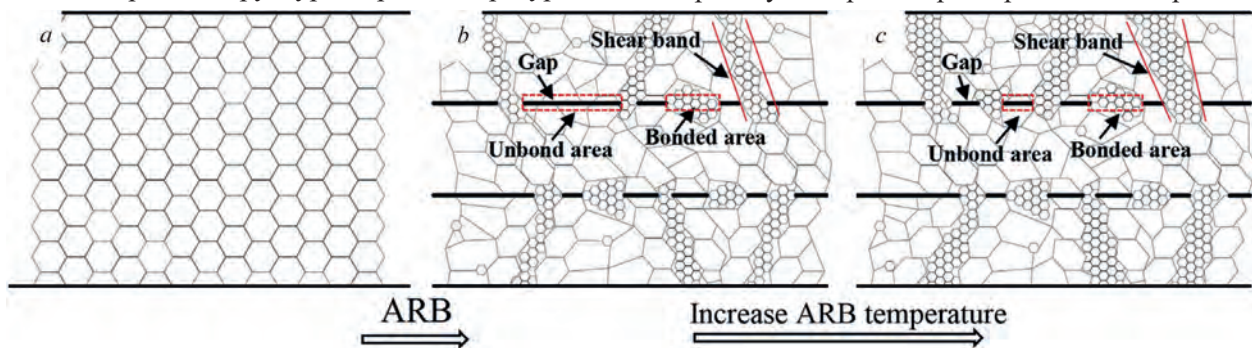


Рис. 10. Схематична ілюстрація еволюції мікроструктури та механізму утворення з'єднання зі сплаву AZ31 з різною температурою процесу [29]

Параметри зварювання тиском магнієвих сплавів

Матеріал	Спосіб зварювання	Прошарок	Параметри зварювання			Міцність з'єднання, МПа	Джерело
			$T, ^\circ\text{C}$	$P, \text{МПа}$	$t, \text{хв}$		
Чистий Mg	ДЗ	–	400	20	60	$\tau = 95,7 \dots 109,4$	[5]
AZ31	ДЗ	–	400	3	180	$\tau = 74,2 \dots 80,5$	[6]
AZ31	ДЗ	–	300	20	60	$\tau = 68,5$	[7]
AZ31	ДЗ	–	400	5	180	$\tau = 74,5 \dots 81,1$	[8]
			400	3	120	$\tau = 81,4 \dots 85,1$	
AZ31	ДЗ	–	420	8	90	$\tau = 76,2$	[9]
ZK60	ДЗ	–	380	20	90	$\tau = 65,8$	[10]
AZ61	ДЗ	–	470	10	90	$\tau = 51,95$	[11]
AZ91	ДЗ	–	470	10	90	$\tau = 76,93^1$	[12]
AZ31B	ДЗ	Мідна фольга	480	10	30	–	[13]
Mg–3Al–1Zn	ДЗ	Фольга Cu	370	0,7	30	$\tau = 70,2$	[14]
AZ31	ДЗ	Покриття Cu + фольга Sn	520	0,5	50	$\tau = 67$	[15]
AZ31	ДЗ	Покриття Cu + наночастинки TiO_2	525	1	120	$\tau = 31,66$	[16]
AZ31	ДЗ	Фольга Al	440	2	75	$\tau = 35$	[17]
AZ91	ДЗ	Фольга Ag	480	1	30...120	$\tau = 65 \dots 70$	[18]
AZ31	ДЗ	Фольга Ag	500	–	60	$\tau = 39$	[19]
AZ31	ДЗ	Ni	515	0,16	60	$\tau = 36$	[20]
AZ31	ДЗ	Покриття Ni	520	8	20	$\tau = 46,2$	[21]
AZ-91	ДЗ	Частинки SiC	420	10	60	$\tau = 109$	[22]
AZ31	ДЗ	–	350	– ³	3	$\sigma_{\text{в}} = 164,7^1$	[23]
WE43	ДЗ	–	450	– ³	–	$\sigma_{\text{в}} = 158,60$	[24]
ME20M	УЗЗ	Фольга Zn	370	0,15	2	$\tau = 106,4^2$	[25]
ME20M	УЗЗ	Фольга Cu–38Zn	460	0,15	1,5	$\tau = 105^2$	[26]
AZ31B	УЗЗ	Фольга Zn	380	0,36	0,02	$\tau = 42^2$	[27]
AZ31B	УЗЗ	Фольга Zn	360	0,4	–	$\tau = 40^2$	[28]
AZ31	ЗП	–	450	–	–	$\sigma_{\text{в}} = 295,4$	[29]
LZ91	ЗП	–	150	–	–	$\sigma_{\text{в}} = 290,2$	[30]
AZ31	ЗП	–	400	–	–	–	[31]

Примітки. ¹Значення міцності після термообробки з'єднань. ²Використання ультразвуку в якості додаткового джерела інтенсифікації процесу утворення з'єднання. ³Стиснення при зварюванні з заданим рівнем осадження.

100 до 10 мкм, а після другого до 7,6 мкм, при цьому великі зерна практично зникають. Подрібнення зерна відбувається за рахунок ротаційної динамічної рекристалізації. Підкреслюється, що навіть після одного проходу прокатки відбувається ріст значень меж плинності та міцності. Відзначається деяка неоднорідність механічних властивостей, що пов'язано зі сформованою в процесі прокатки текстурою: так, в напрямку прокатки вони дещо вищі, ніж впоперек неї. Дана анізотропія зменшується зі збільшенням кількості проходів. У той час як деформація зразків, вирізаних в напрямку прокатки, в основному здійснюється шляхом ковзання дислокацій, механічне подвійникування відіграє важливу роль під час деформації зразків, вирізаних поперек напрямку прокатки.

З результатів досліджень, представлених в роботах [29–31] при зварюванні прокатуванням, можна зробити висновок, що збільшення швидкості пластичної деформації призводить до суттєвого подрібнення зерна та підвищення міцності з'єднань внаслідок протікання процесів динамічної рекристалізації.

Виходячи з існуючих технологій з'єднання магнієвих сплавів (таблиця), можна зробити висновок, що при їх зварюванні не існує сталих підходів для отримання якісних з'єднань. Навіть для зварювання одноіменних сплавів пропонуються режими, що суттєво відрізняються один від іншого. Загалом, можна підсумувати, що процес бажано проводити при більш низьких температурах та/або тривалості зварювання, а також зважати на розмір зерна вихідного металу. Використання евтектичних проміжних прошарків дозволяє суттєво скоротити тривалість утворення з'єднання.

Висновки

Для одержання зварних з'єднань з магнієвих сплавів широко використовуються методи зварювання тиском. Основними шляхами удосконалення процесів зварювання є застосування наступних підходів:

- контроль температурно-часових параметрів зварювання, для унеможливлення росту зерна;
- використання проміжних прошарків у вигляді окремих шарів з однорідних матеріалів на основі міді, нікелю, цинку, алюмінію або срібла, або

евтектичних сумішей, що дозволяє за рахунок хімічної взаємодії компонентів пришвидшити руйнування оксидної плівки на поверхні зразків, що зварюються;

- зміцнення стику за рахунок використання нано- або дрібнодисперсних часток;
- інтенсифікація пластичної деформації за рахунок накладення ультразвукових коливань;
- збільшення інтенсивності пластичної деформації;
- застосування термічної обробки до та після зварювання.

Таким чином, при дифузійному зварюванні магнієвих сплавів перспективним можна вважати використання тонких прошарків або покриттів, що повинно зменшити хімічну неоднорідність в стику та сприяти активації контактних поверхонь. Зміцнення зони з'єднання за рахунок введення в стик, або утворення в процесі зварювання дрібнодисперсних часток. Збільшення швидкості та ступеня пластичної деформації.

Список літератури/References

1. Stefano Gialanella, Alessio Malandrucolo. (2020) *Aerospace Alloys*. Springer, Cham.
2. Colleen Bettles, Matthew Barnett. (2012) *Advances in wrought magnesium alloys. Fundamentals of processing, properties and applications*. Woodhead Publishing Limited.
3. Min, D., Shen, J., Lai, S., Chen, J. (2009). Effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of tungsten inert gas arc butt-welded AZ61 magnesium alloy plates. *Materials Characterization*, 60, 12, 1583–1590. DOI: 10.1016/j.matchar.2009.09.010
4. Abbas, M., Khan, A., Ali, M. et al. (2014) Effect of weld current and weld speed on the microstructure and tensile properties of magnesium alloy specimens during tungsten inert gas. *Technical Journal, University of Engineering and Technology Taxila*, 19, II, 35–39.
5. Hidetoshi Somekawa, Hiroyuki Hosokawa, Hiroyuki Watanabe, Kenji Higashi (2001) Experimental Study on Diffusion Bonding in Pure Magnesium. *Materials Transactions*, 42, 10, 2075–2079. DOI: <https://doi.org/10.2320/matertrans.42.2075>
6. Hidetoshi Somekawa, Hiroyuki Hosokawa, Hiroyuki Watanabe, Kenji Higashi (2003) Diffusion bonding in superplastic magnesium alloys. *Materials Science and Engineering A*, 339, 328–333. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00127-2](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00127-2)
7. Hidetoshi Somekawa, Hiroyuki Watanabe, Toshiji Mukai, Kenji Higashi (2003) Low temperature diffusion bonding in a superplastic AZ31 magnesium alloy. *Scripta Materialia*, 48, 1249–1254. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(03\)00054-X](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(03)00054-X)
8. Hidetoshi Somekawa, Hiroyuki Watanabe, Kenji Higashi (2003) The Grain Size Dependence on Diffusion Bonding Behavior in Superplastic Mg Alloys. *Materials Transactions*, 44, 4, 496–503. DOI: <https://doi.org/10.2320/matertrans.44.496>
9. Fei, Lin, Tiepeng, Li, Lulu, Sun, Qingsen, Meng. (2012) A study on vacuum diffusion bonding of as-extruded AZ31 magnesium alloy. *Applied Mechanics and Materials*, 121–126, 10–14. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.121-126.10>
10. Yu Yandong, Li Qiang (2005) Diffusion Bonding in Superplastic ZK60 Magnesium Alloy. *Materials Science Forum*, 488–489, 227–230. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.488-489.227>
11. Fei, Lin, Jie, Li, Hongwei, Zhao et al. (2013) Experimental Research on Vacuum Diffusion Bonding of As-extruded AZ61 Magnesium Alloy. *Advanced Materials Research*, 788, 34–37. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.788.34>
12. Fei Lin, YaXin Tian, ZhiTong Chen et al. (2015) Diffusion Bonding and Post-Weld Heat Treatment of Extruded AZ91 Magnesium Alloys. *Materials Science (Medžiagotyra)*, 21, 4, 532–535. DOI: <https://doi.org/10.5755/j01.ms.21.4.9699>
13. Zhang Weixiang, Du Shuangmin (2013) Investigation into Cu-interlayered Diffusion Bonding Trial of AZ31B Alloy. *Advanced Materials Research*, 631–632, 167–171. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.631-632.167>
14. Sun, D.Q., Liu, W.H., Gu, X.Y. (2004) Transient liquid phase bonding of magnesium alloy (Mg – 3Al – 1Zn) using copper interlayer. *Materials Science and Technology*, 20, 12, 1595–1598. DOI: <https://doi.org/10.1179/174328413X13789824293506>
15. Abdulaziz Nasser AlHaza, Muhammad Ali Shar, Anas Mahmoud Atieh, Hiroshi Nishikawa (2018) Transient Liquid Phase Bonding of Magnesium Alloy AZ31 Using Cu Coatings and Cu Coatings with Sn Interlayers. *Metals*, 8, 60–69. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jksus.2015.09.006>
16. Dehnavi, F., Bakhtiari, R. (2021) Effect of microstructure aspects on mechanical properties of nanoparticle-assisted transient liquid phase (NP-TLP) joints for AZ31 alloy. *Journal of Manufacturing Processes*, 68, 42–55. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.05.032>
17. Sohrab Ghahri Saremi, Seyyed Ehsan Mirsalehi, Ali Shamsipur (2018) Transient liquid phase bonding of AZ31 magnesium alloy: Metallurgical structure and mechanical properties. *Ibid*, 35, 140–148. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.08.002>
18. Torun, O., Karabulut, A., Baksan, B., Çelikyürek, I. (2008) Diffusion bonding of AZ91 using a silver interlayer. *Materials and Design*, 29, 2043–2046. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.04.003>
19. Reza Ghavami, Ayoub Halvae, Amir Hadian (2019) Effect of bonding temperature on interface properties of AZ31 magnesium alloys joined by transient liquid phase using silver interlayer. *Materials Research Express*, 6, 116519, P. 1–9. DOI: <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab44df>
20. Jin, Y.J., Khan, T.I. (2012) Effect of bonding time on microstructure and mechanical properties of transient liquid phase bonded magnesium AZ31 alloy. *Materials and Design*, 38, 32–37. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.01.039>
21. AlHaza A.N., Khalil Abdelrazek Khalil, Muhammad A. Shar (2016) Transient liquid phase bonding of magnesium alloys AZ31 using nickel coatings and high frequency induction heat sintering. *Journal of King Saud University – Science*, 28, 152–159. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jksus.2015.09.006>
22. Ramanujam, N., Rajamuthamilselvan, M., Girish, G. (2016) Investigation on Mechanical Properties of Diffusion Bonded AZ-91 Magnesium Alloy Reinforced with Sic Particles. *International Journal of Engineering Research & Technology (IJERT)*, 5, 12, 159–166.
23. Ren, L., Li, B., Chen, Z. et al. (2021) Interfacial Microstructure Analysis of AZ31 Magnesium Alloy during Plastic Deformation Bonding. *Processes*, 9, 1857–1867. DOI: <https://doi.org/10.3390/pr9101857>
24. Lingxiao Ouyang, Yunwei Gui, Qunan Li, Yunqiang Fan (2021) Isothermal compression bonding mechanism and mechanical properties of WE43 magnesium-rare earth alloy. *Materials Science & Engineering A*, 822, 141664, 1–12. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141664>
25. Lai Zhiwei, Chen Xiaoguang, Pan Chuan et al. (2016) Joining Mg alloys with Zn interlayer by novel ultrasonic assisted transient liquid phase bonding method in air. *Materials Letters*, 166, 219–222. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2015.11.031>
26. Zhiwei Lai, Ruishan Xie, Chuan Pan et al. (2017) Ultrasound-assisted Transient Liquid Phase Bonding of Magnesium

- Alloy Using Brass Interlayer in Air. *Journal of Materials Science & Technology*, 33, 6, 567–572. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2016.11.002>
27. Zhiwu, Xu, Zhengwei, Li, Liming, Peng, Jiuchun, Yan (2019) Ultra-rapid transient liquid phase bonding of Mg alloys within 1 s in air by ultrasonic assistance. *Materials and Design*, 161, 72–79. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.11.015>
 28. Zhiwu Xu, Shu Chen, Liming Peng et al. (2020) Microstructure evolution and mechanical properties of ultrasonically TLP bonded Mg joint. *Journal of Manufacturing Processes*, 52, 145–151. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.01.056>
 29. Xixin Rao, Yunpeng Wu, Xiaobing Pei et al. (2019) Influence of rolling temperature on microstructural evolution and mechanical behavior of AZ31 alloy with accumulative roll bonding. *Materials Science & Engineering A*, 754, 112–120. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.03.047>
 30. Akhmad Saufan, Ing-Song Yu, Jian-Yih Wang (2020) Enhancement of mechanical properties for Mg–9Li–1Zn alloy by accumulative roll bonding. *Materials Research Express*, 7, 046511, 1–8. DOI: <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab86f8>
 31. Zuzanka Trojanová, Ján Džugan, Kristýna Halmešová et al. (2018) Influence of Accumulative Roll Bonding on the Texture and Tensile Properties of an AZ31 Magnesium Alloy Sheets. *Materials*, 11, 73, 1–14. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma11010073>

MODERN TECHNOLOGICAL METHODS OF PRESSURE WELDING OF MAGNESIUM ALLOYS (Review)

Yu.V. Falchenko, L.V. Petrushinets

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

Proceeding from the results of literature analysis, the good prospects for application of pressure welding methods, namely diffusion, ultrasonic, and roll welding, when joining elements from magnesium alloys, are shown. Comparative evaluation of welding modes was performed. The main directions for producing sound joints were determined. It is shown that the main ways to improve the welding processes are application of the following approaches: monitoring the temperature-time parameters of welding, application of interlayers in the form of separate layers from similar materials, based on copper, nickel, zinc or silver, or of eutectic mixtures, butt joint strengthening through application of nano- or finely-dispersed particles, intensification of plastic deformation through superposition of ultrasonic oscillations, increase of plastic deformation intensity, as well as application of heat treatment before and after welding. 31 Ref., 1 Tabl., 10 Fig.

Keywords: magnesium alloys, welded joints, microstructure, strength, diffusion welding, ultrasonic welding, roll welding

Надійшла до редакції 18.04.2022

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

MESSE ESSEN

DVS GERMAN WELDING SOCIETY

www.schweissen-schneiden.com

ДО 100-РІЧЧЯ ВІД ДНЯ НАРОДЖЕННЯ АКАДЕМІКА В.К. ЛЕБЕДЄВА



Шостого червня виповнилося 100 років від дня народження академіка НАН України Володимира Костянтиновича Лебедева — видатного ученого в галузі електрозварювання, електротермії та перетворення електричної енергії, заступника директора Інституту електрозварювання на протязі багатьох років.

Учень Євгена Оскаровича Патона, сподвижник і товариш Бориса Євгеновича Патона Володимир Костянтинович зробив значний вклад у прогрес зварювальної науки і техніки, підготовку науковців і інженерів, становлення і розвиток Інституту електрозварювання як всесвітньо знаної провідної наукової установи.

Володимир Костянтинович належав до того покоління патонівців, на плечі яких лягла велика тяжкість та відповідальність за відновлення зруйнованого під час Другої світової війни народного господарства України. Слід відзначити, що ця важка праця випала і на нашу долю, теперішньому поколінню патонівців.

Свою інженерну та наукову діяльність Володимир Костянтинович Лебедев розпочав в Інституті електрозварювання у лютому 1945 р. на посаді наукового співробітника. Протягом першого року роботи він пройшов виробничу практику у майстернях Інституту, де займався удосконаленням електричної зварювальної апаратури та працював у проектному бюро Інституту над розробкою оригінальних електричних схем установок для автоматичного зварювання.

В 1946 р. Володимира Костянтиновича було переведено до наукового електротехнічного відділу. Його перші дослідження присвячені вивченню особливостей та розробці методів розрахунку індуктивності розсіювання обмоток трансформатора з урахуванням їхньої кривизни та використанням реактивних котушок з повітряним зазором у магнітопроводі. Вони заклали фундамент розробленої ним теорії роботи зварювальних трансформаторів-регуляторів і стали основою його кандидатської дисертації, захищеної у 1948 р.

Теоретичну наукову роботу Володимир Костянтинович, як і всі співробітники інституту, поєднував з практичною діяльністю, що була спрямована на безпосереднє вирішення нагальних потреб промисловості. Він розробив конструкції потужних трансформаторів, які виготовлялися майстернями Інституту, а створений ним у 1950 р. новий зварювальний трансформатор багатьох років серійно виготовлявся заводом «Трансигнал».

У 1950 р., коли Володимир Костянтиновичу було всього 27 років, Євген Оскарович Патон доручив йому керівництво електротехнічним відділом. На цій посаді Володимир Костянтинович пропрацював 53 роки.

Його докторська дисертація «Індуктивності розсіювання і додаткові втрати в обмотках зварювальних

трансформаторів», яку він успішно захистив у 1954 р., стала теоретичною і практичною основою розрахунку широкого класу зварювальних трансформаторів і мала велике значення для розвитку машинобудування.

У 1964 р. Володимир Костянтинович обраний членом-кореспондентом, а в 1972 р. — академіком Академії наук УРСР.

У червні 1970 р. постановою Президії Академії наук Української РСР його було призначено на посаду заступника директора з наукової роботи Інституту електрозварювання імені Є.О. Патона, на якій він пропрацював понад 24 роки.

Слід відзначити, що В.К. Лебедев — один із провідних фахівців у галузі електротермії та перетворення електричної енергії. Найбільш значущі роботи вченого пов'язані з вивченням засобів перетворення електричної енергії в тепло та створенням десятків типів нових джерел струму для різних видів дугового, електрошлакового, контактного, електронно-променевого, лазерного зварювань та спеціальної металургії.

Великим і важливим вкладом у науку і техніку є його дослідницькі роботи з розробки систем живлення, зокрема, контактних машин, у тому числі з електромагнітними накопичувачами енергії, визначення впливу електричних характеристик джерел живлення на процес зварювання, автоматизації збору інформації щодо швидкоплинних явищ і їх статистичного оброблення, вивчення фізичних процесів, що відбуваються при зварюванні безперервним оплавленням, створення раціональних систем автоматичного управління зварювальними процесами, удосконалення методів фізичного моделювання, процесів контактного зварювання опором і оплавленням та інше.

Дослідження та винаходи вченого, над якими він працював у шістдесятих роках минулого століття, призвели до створення принципово нової технології та обладнання для контактного стикового зварювання виробів з великим поперековим перерізом деталей, що з'єднуються, які не мали прототипів у світовій техніці.

За розробку і впровадження машин для стикового зварювання рейок при ремонті і будівництві безстікових залізничних колій Володимир Костянтинович Лебедеву у складі авторського колективу у 1966 р. присуджена Ленінська премія. Основні принципи, закладені в основу створення рейкозварювальних машин, були використані при розробці машин для зварювання нафтових та газових трубопроводів, обсадних труб безпосередньо у польових умовах, багатьох спецвиробів з алюмінієвих і титанових сплавів та жароміцних сталей.

Великі перспективи відкрив винахід В.К. Лебедева і його співробітників нового способу зварювання імпульсним оплавленням. Спосіб дозволив суттєво підвищити основні технічні характеристики контактно-стикових машин і розширити області застосування стикового зварювання для з'єднання деталей великого перетину.

Важливе значення для розвитку трубного виробництва мали роботи з дослідження зварювання токами високої частоти, створення відповідного устаткування і розробка технології зварювання, що були виконані в Інституті під його керівництвом.

Ряд робіт було присвячено вивченню впливу електричних характеристик джерел живлення на процес зварювання. До їх числа належать дослідження ручного дугового зварювання, що надали нового ступеня розвитку джерел живлення масового застосування, а також зварювання у вуглекислому газі. Автоматизація збору інформації щодо швидкоплинних явищ та їх статистична обробка розширили і уточнили уявлення про роль електричних перехідних процесів при крапельному перенесенні електродного металу.

За безпосередньої участі вченого виконані дослідження з розробки раціональних систем автоматичного управління. Їх результати стали основою для створення серії автоматичних регуляторів.

Подальший розвиток досліджень у цьому напрямку призвів до створення внутрішньотрубних машин для контактного стикового зварювання труб великого діаметра.

У сімдесятих роках минулого століття В.К. Лебедев зробив значний внесок у розробку, створення та впровадження обладнання для багатопозиційного контактного зварювання головок блоків локомотивних дизелів і теплообмінників потужних трансформаторів. Ці розробки у 1976 р. були відзначені Державною премією у галузі науки і техніки України.

Велике значення для науки і техніки мали роботи, що проводилися вченим у 80-х роках, в області контактного стикового зварювання силових елементів корпусів літальних апаратів. Разом із співавторами Володимиром Костянтиновичем Лебедеву в 1986 р. за цю розробку було присуджено Державну премію у галузі науки і техніки СРСР.

Його напружена творча робота завжди поєднувалася зі здатністю не тільки відчувати потреби виробництва, а й визначати перспективні та пріоритетні напрями розвитку науки і техніки. Яскравим свідченням цього була захопленість академіка В.К. Лебедева новим для вчених та спеціалістів зварювальників напрямом — створенням біоелектричної технології, що дозволило вперше отримати якісні зварні з'єднання живих м'яких тканин. Сконцентрувавши зусилля фахівців інженерного та медичного профілів, він став провідним розробником проекту «Зварювання живих тканин», що виконувалися в Інституті за участю Міжнародної асоціації «Зварювання» та компанії «Consortium Service Management Group Technologies», США. Його розробки теоретичних основ процесу з'єднання живих тканин та основ автоматичного саморегулювання процесу отримання якісного з'єднання дозволили вперше у світовій практиці створити зварювальне медичне обладнання та зварювальний медичний інструментарій для проведення хірургічних операцій з відновлення фізіологічних функцій пошкоджених органів людини. Нова зварюваль-

на медична технологія, створена під керівництвом та за участю В.К. Лебедева, знайшла успішне клінічне застосування. У 2004 р. колективу авторів присуджено Державну премію України в галузі науки і техніки за електричне зварювання м'яких живих тканин.

А перед тим у 2001 р. академіку В.К. Лебедеву за цикл робіт у галузі зварювання та споріднених технологій було присуджено премію ім. Є.О. Патона НАН України.

Академік активно займався науково-організаційною та громадською діяльністю: був заступником головного редактора журналу «Автоматичне зварювання», заступником голови спеціалізованої ради із захисту кандидатських та докторських дисертацій, головою Українського атестаційного комітету зварювальників (УАКС).

Володимир Костянтинович зробив великий внесок у розвиток міжнародної співпраці Інституту з провідними світовими зварювальними центрами і установами. Зокрема, з 1972 р. протягом 20 років він очолював створену при Інституті електрозварювання Координаційну раду зі зварювання країн-членів Ради економічної взаємодопомоги.

В.К. Лебедев охоче та щедро передавав свій багатий досвід та знання своїм учням, колегам по роботі, молодим співробітникам. Ним підготовлено 10 докторів та 42 кандидати технічних наук.

Наукові напрями, які розробляли в відділі «Електричних процесів» під його керівництвом, були настільки потужними, що з часом набули самостійного розвитку. Вони стали основою створених в Інституті окремих наукових відділів — фізико-хімічних процесів паяння, джерел живлення, програмного керування процесами зварювання, контактно-стикового зварювання, високочастотного зварювання і електротермії, конденсаторного зварювання, нових процесів дугового зварювання в захисних газах, автоматизації регулювання процесів зварювання, зварювання у медицині та інші.

В.К. Лебедев — автор понад 450-ти наукових робіт, у тому числі 11-ти монографій, понад 200 винаходів щодо нових способів зварювання та зварювального обладнання. На більшість винаходів отримані патенти.

Його багаторічна творча праця відзначена багатьма державними орденами, медалями та Почесними грамотами. У 1992 р. йому було присвоєно почесне звання Заслужений діяч науки і техніки України.

Усі, хто працював і спілкувався з Володимиром Костянтиновичем, одностайно відзначають його виняткову інтелігентність, порядність, добросердечність, доброзичливість.

Слід особливо відзначити, що діяльність Володимира Костянтиновича, як талановитого вченого і організатора науки — це яскрава сторінка в історії розвитку зварювальної науки і техніки. Він залишив велику науково-технічну спадщину та підготував багато учених, докторів і кандидатів наук, талановитих інженерів, які примножують добру славу нашого Інституту. Його плідна наукова і науково-організаційна робота будуть надихати наступні покоління патонівців.

*Редколегія та редакція журналу
«Автоматичне зварювання»*

ТЕХНОЛОГІЧНЕ ВИКОРИСТАННЯ ЕЛЕКТРИЧНОГО РОЗРЯДУ

У відділі «Електричні процеси» ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ (ІЕЗ), яким тривалий час керував академік В.К. Лебедев, досліджувалися, окрім інших, процеси розряду конденсаторів на навантаження у вигляді контактної опору (точкове, шовне та стикове конденсаторне зварювання) та дугового розряду.

Загальновідомий внесок В.К. Лебедева в аналіз електричних процесів, що протікають при точковому конденсаторному зварюванні, який було опубліковано у класичній роботі («Електрообладнання для контактної зварювання. Елементи теорії», М., 1969), написаної спільно з Б.Є. Патonom. Це стосується зарядки конденсаторів та їх розряду на зварювальний контур, електричного опору контакту та розтікання струму по пластинах, що зварюються. Згодом разом з І.В. Пентеговим, О.Д. Степковським та С.Н. Мещеряком їм вирішено питання, пов'язане з захистом тиристорів у розрядному ланцюзі конденсаторних машин від перевищення швидкості наростання струму при малому індуктивному навантаженні.

Ця робота дуже важлива для конденсаторних машин, що працюють за безтрансформаторним принципом. Такі машини цікаві тим, що дозволяють використовувати електролітичні конденсатори з відносно низькою напругою заряджання конденсаторів, що не потребує трансформації при передачі енергії до місця зварювання. Застосування таких конденсаторів дозволяє суттєво знизити масу зварювальних установок, зробити їх легко транспортабельними для застосування у позацевих умовах, наприклад, для приварювання різного роду кріплення, параметричних датчиків до металевих поверхонь експлуатованих конструкцій та споруд, а також суттєво підвищити електробезпеку обладнання.

Останнім часом інтерес до таких установок зростає у зв'язку з розробкою та масовим виготовленням так званих суперконденсаторів, що

мають високу питому енергоємність (Дж/см³ або Дж/г) і відносно (порівняно з акумуляторами) малим внутрішнім опором, тобто, великою потужністю розряду. Вже намічені та реалізуються два перспективні напрямки застосування суперконденсаторних зварювальних установок: машини для точкового зварювання роботами, в яких значно зменшено масу зварювального інструмента та, відповідно, навантаження на «руку» робота та обладнання для приварювання шпильок. Досвід ІЕЗ у застосуванні суперконденсаторів у зварювальній техніці використаний фірмою HBS Bolzenschweiss-Systeme GmbH & Co. KG (Німеччина) при створенні апарату Pegassar 500 Ассі для приварювання шпильок, що має ряд переваг у порівнянні з відомими пристроями того ж призначення.

Під керівництвом Володимира Костянтиновича було виконано великий обсяг робіт з дугових способів конденсаторного зварювання, до яких належать ударне конденсаторне зварювання (УКЗ), дугове конденсаторне зварювання (ДКЗ) та конденсаторне приварювання шпильок (рис. 1). Істотна відмінність між ними полягає в тому, що при УКЗ і конденсаторному приварюванні шпильок (КПШ) дуга горить між зварюваними деталями, а при ДКЗ – між електродом, що не плавиться, і виробом. Визначальним є також те, що з'єднання при УКЗ відбувається у твердій фазі, а при конденсаторному приварюванні шпильок – при спільній кристалізації розплавленого металу на кінці шпильки та на поверхні листа. Зазначені особливості визначають також відмінності в електричних параметрах процесу та в обладнанні, що реалізує технологічні вимоги. Природно, що В.К. Лебедев, будучи електриком за освітою, брав активну участь у постановці завдань та обговоренні результатів, включаючи конструктивні та технологічні аспекти.

Переваги ударного конденсаторного зварювання по з'єднанню практично необмеженого

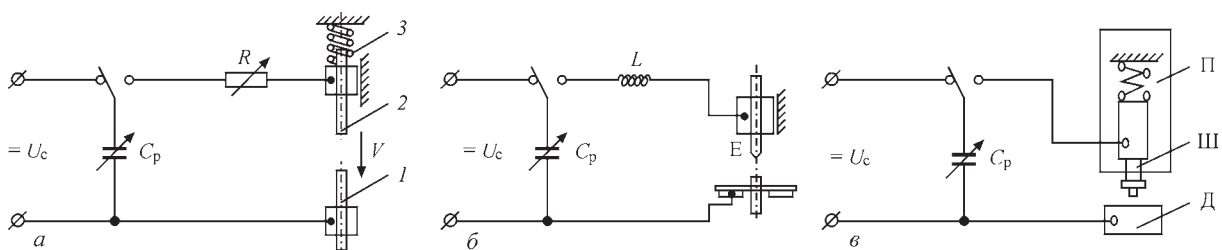


Рис. 1. Схеми процесів: а – УКЗ (U_c – джерело напруги зарядки конденсаторів, C_p – регульована енергетична ємність, R – активний опір управління величиною струму, 1 і 2 – деталі, що зварюються, 3 – пружина приводу зіткнення); б – ДКЗ (L – індуктивність, що згладжує, E – електрод); в – КПШ (П – зварювальний пістолет, Ш – шпилька, Д – деталь)

переліку металів в однорідному та різномірному поєднанні відсували на другий план енергетичні характеристики процесу. Але не знаючи ККД, неможливо було аналізувати теплові явища при зварюванні та, відповідно, прогнозувати поведінку зони термічного впливу. Тому Володимир Костянтинівч доручив досліджувати величину реальних втрат енергії, накопиченої в конденсаторах, за їхнього розряду, на опір зварювального контуру. Вперше було виявлено, що ККД при ударному конденсаторному зварюванні становить одиниці відсотка і знижується зі збільшенням накопиченої енергії (рис. 2). Отримані результати були згодом розширені і на ДКЗ з тією відмінністю, що при дуговому конденсаторному зварюванні частина накопиченої енергії після гасіння дуги залишається в конденсаторах, а при УКЗ вся накопичена енергія повністю витрачається в дузі та замкнутому розрядному контурі.

Ці роботи мають фундаментальний характер, тому залишаються актуальними й в наш час, зокрема, при розробці устаткування для приварки шпильок нового покоління (рис. 3).

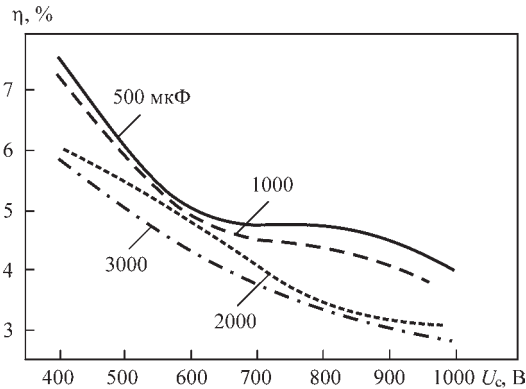


Рис. 2. Залежність енергетичного ККД при УКЗ від ємності та напруги U_с заряду конденсаторів

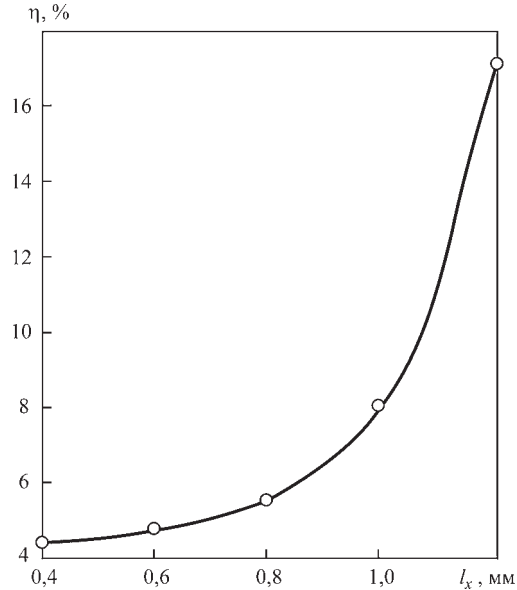


Рис. 3. Залежність енергетичного ККД при КПШ (0,1 Ф, 150 В) від довжини підпалювального виступу

Володимир Костянтинівч Лебедев ініціював роботи з конденсаторного приварювання шпильок. Хоча в цей час вже були закордонні публікації, але в Радянському Союзі вони розпочиналися з нуля. І участь В.К. Лебедева у створенні не тільки джерела розрядного струму, а й зварювального пістолета, зіграли вирішальну роль. Глибоке розуміння проблем технологічного характеру дозволяло успішно вирішувати і конкретні завдання впровадження розроблених установок.

Установка К-747 МВ (рис. 4) для приварювання шпильок діаметром 2...10 мм розроблена за безпосередньою участю В.К. Лебедева, запатентована в США, Японії, Німеччині та інших європейських країнах і серійно вироблялась на Сімферопольському електромашинобудівному заводі. Була єдиною у світі установкою, на якій можна було приварювати шпильки на відстані до 30 м, що представляє значну зручність при роботі на великих об'єктах, наприклад, у виробництві суден або при монтажі ізоляції на резервуарах великого обсягу.

Універсальність установки полягає також у можливості вести зварювання на чотирьох режимах: зі збудженням дуги тонким виступом, що вибухає, на приварюваному торці шпильки з попереднім зазором або контактом, зі збудженням дуги відривом шпильки і попереднім очищенням поверхні розрядом конденсаторів малої ємності в одному циклі зі зварюванням. Останній режим робить установку К-747 МВ єдиною у світі, що дозволяє міцно приварювати шпильки по окисдованій, забрудненій або з електропровідним покриттям поверхні без попередньої зачистки.

Робота зі створення обладнання та технології конденсаторного приварювання шпильок була комплексною. Одночасно з розробкою зварювального обладнання було створено також прилади для параметричного та акустичного контролю процесу. Така комплексність дозволила успішно впрова-

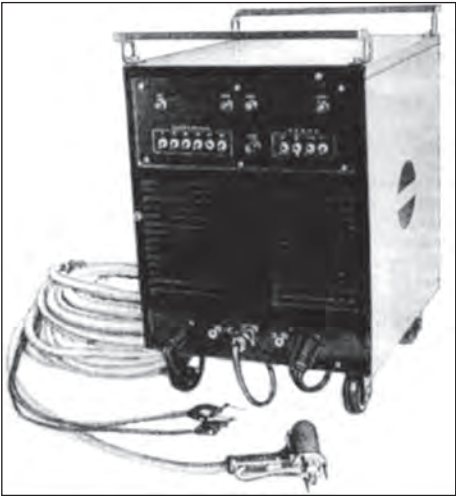


Рис. 4. Установка К-747

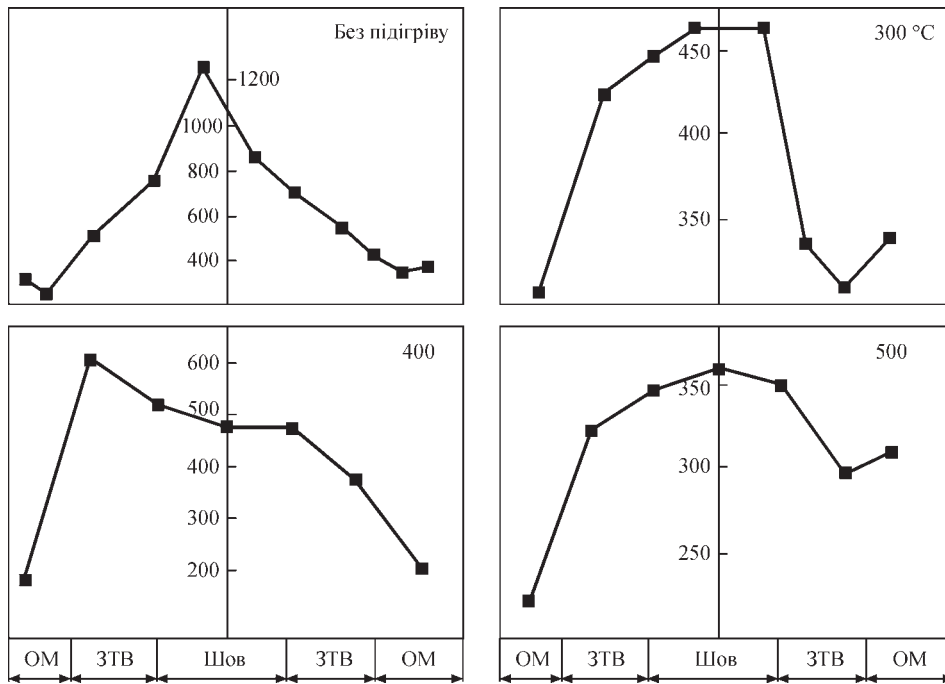


Рис. 5. Мікротвердість (HV) з'єднань шпильок М6 та смуги зі сталі 45. На графіках показана температура підігріву смуги

дити приварювання шпильок під час виготовлення космічних апаратів.

Як сказано вище, академік В.К. Лебедев не тільки керував і приймав рішення з питань, пов'язаних із розробкою зварювального обладнання, але й брав активну участь у технологічних експериментах.

Відомі проблеми зварювання з'єднань з високовуглецевими сталями, пов'язані з появою загартованих структур та підвищеною ймовірністю утворення тріщин.

Таврові з'єднання шпильок з деталями великого перерізу, масивними деталями або елементами конструкцій являють собою окремий клас зварних з'єднань з точки зору процесів нагрівання та охолодження, а також силових навантажень, що сприймаються ними. Інструкції з приварювання шпильок DVS (Німецького товариства зварників) та аналогічні їм в інших країнах не допускають застосування як основного металу сталі з вмістом вуглецю вище 0,22 %, а для шпильок – сталі з вмістом вуглецю більше 0,20 %. Однак у багатьох випадках існує необхідність приварювання шпильок до виробів з високим вмістом вуглецю.

В ІЕЗ вдалося показати, що всупереч загальноприйнятій думці, високопродуктивні способи торцевого приварювання шпильок дозволяють отримати бездефектні з'єднання з деталями із середньо- та високовуглецевих сталей, що витримують ударне навантаження. Для цього був потрібний попередній підігрів високовуглецевої сталі до більш високих температур, ніж це зазвичай прийнято при дуговому зварюванні (рис. 5). Водночас було зазначено можливість задовільного приварювання до високовуглецевої сталі шпильок із низь-

ковуглецевої та нержавіючої сталі, а також латунних шпильок.

Дослідження зварних з'єднань, отриманих з використанням дугового розряду конденсаторів, показало, що висока швидкість охолодження металу після зварювання, що перешкоджає зварюванню середньо- та високовуглецевих сталей, може бути корисною при локальному термічному зміцненні поверхні.

Під керівництвом В.К. Лебедева з урахуванням згаданого раніше апарату К747 МВ було створено спеціальну установку, яка використовувала один із варіантів збудження дуги, передбачених на цій установці, і виключала зіткнення електрода і оброблюваної деталі після закінчення розряду конденсаторів. Були внесені деякі інші зміни в розрядний контур.

На цій установці було проведено дослідження впливу енергетичних параметрів дугової обробки на ерозію поверхні оброблюваної деталі, глибину гарту, мікроструктуру зони термообробки. Було показано, що термічна обробка поверхні сталевих деталей дуговим розрядом конденсаторів дозволяє отримати локальні ділянки глибиною до 1 мм, що мають твердість до HV 1100.

Тут перераховані тільки ті роботи, результати яких було опубліковано. Але повсякденне спілкування з цією неординарною людиною народжувало розв'язання численних нетривіальних завдань, які ставила та ставить техніка. І така участь Володимира Костянтиновича Лебедева у роботах приводила, мабуть, до найбільшого ефекту.

Давид Калеко, к.т.н.,
співробітник ІЕЗ у 1959-2016 роках.

РОЗРОБКИ В ГАЛУЗІ ЕЛЕКТРОТЕРМІЇ

Академік В.К. Лебедев керував відділом №1 ІЕЗ, в якому проводилися дослідження в галузі електротермії та електрозварювання з 1950 до 2003 рр. Структурно відділ складався з науково-дослідних лабораторій, а ті, у свою чергу, з виробничо-орієнтованих інженерних груп, які очолювали в різні періоди діяльності інституту такі фахівці-зварювальники, як Г.П. Сахацький, І.В. Кірдо, Ю.Д. Яворський, П.М. Приходько, Р.М. Широковський. Практика роботи таких груп виявилася досить ефективною, оскільки до її складу крім наукових фахівців входили інженери-технологи, електрики, механіки та висококваліфіковані робітники, що спеціалізувались в галузі механообробки, ручного дугового та газозварювання, різання та паяння. Слід зазначити, що в умовах унікальної структури наукових відділів була поширена така форма взаємодії, як науково-технічна співпраця фахівців різних відділів. Тому інтелектуальний і виробничий потенціал груп, кооперованих для вирішення технологічних завдань, зростав багаторазово.

Відділ академіка В.К. Лебедева спеціалізувався в галузі дослідження електротермічних процесів термообробки та зварювання металевих конструкцій, створення обладнання для їх реалізації шляхом електричного нагрівання зони з'єднання як контактним, так і безконтактним методом за рахунок високочастотного індукційного нагріву.

Наприкінці 1970-х років відділ успішно впровадив у виробництво індукційну технологію зварювання труб на Новомосковському трубному заводі Дніпропетровської області. Ця важлива робота була відзначена Державною премією України, а ряд співробітників відділу стали її лауреатами.

Навесні 1981 р. з ініціативи В.К. Лебедева було організовано науково-виробничу групу на чолі з к.т.н. О.С. Письменним. У цій групі було лише три особи, у тому числі стажер-дослідник Михайло Євгенович Шинлов та висококваліфікований робітник Володимир Вікторович Макаревич. Відділ мав потужну науково-дослідну базу, а група О.С. Письменного почала використовувати високочастотні генератори, на базі яких розроблялись всі технологічні процеси. Забігаючи наперед можна сказати, що ідея створення таких груп себе виправдала. Так, зокрема, група О.С. Письменного активно включилася у пошукові роботи, розробила та впровадила у виробництво ряд сучасних технологій і на початку 1990-х років була реорганізована у науково-технологічний відділ «Електротермічних процесів» ІЕЗ, який продовжував перебувати у підпорядкуванні академіка В.К. Ле-

бедева та яким керував уже д-р техн. наук О.С. Письменний.

Зупинимось на основних розробках групи-відділу О.С. Письменного, виконаних з ініціативи та під керівництвом академіка В.К. Лебедева.

Індукційне зварювання бурильних труб встик з активуючими присадками. Дослідження в області індукційного нагріву торців труб дозволили знайти оптимальні параметри індукційного нагріву та осадки торців товстостінних труб (відношення товщини стінки труби до її діаметра приблизно 1:10) та створити обладнання для отримання високотемпературних паяних з'єднань з високим ступенем осадки. Робота була виконана у тісній співпраці з групою канд. техн. наук В.Д. Табелева, що займалася розробкою безсрібних припоїв на основі нікелю, марганцю та міді. Згодом було отримано і авторське свідоцтво на цю технологію. Не обійшлося і без казусу. Справа в тому, що за своєю суттю це гібридна технологія, що має ознаки зварювання та паяння. Це викликало труднощі у застосуванні такої гібридної технології через відсутність нормативної документації. Потрібен був деякий час (15 років) для внесення відповідних змін до нормативної документації, а ретельні всебічні випробування з'єднань труб допомогли розвіяти сумніви в унікальних перевагах індукційного високотемпературного паяння з активуючими присадками (припоями) і високим ступенем осадки, що дозволяє отримати рівномірне з'єднання труб без внутрішнього грата та плавним посиленням зони з'єднання на зовнішній поверхні труби. На рис. 1 наведено макрошліф поперечного перерізу у зоні з'єднання бурильних труб діаметром 50 мм з товщиною стінки 10 мм.

Така неймовірна перевага з'єднань порівняно зі стиковим контактним зварюванням (відсутність внутрішнього грата) була застосована для з'єднан-

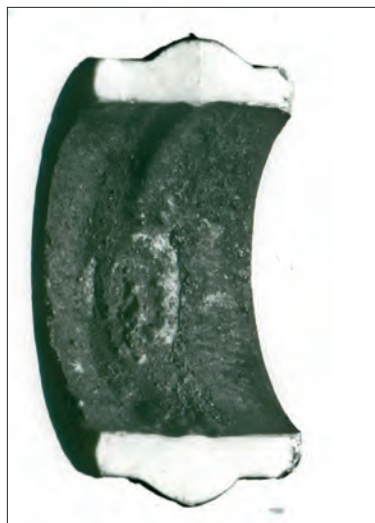


Рис. 1. Макрошліф поперечного перерізу труби

ня напівсвічок бурильних труб прямо над гирлом свердловини. Для цієї мети була застосована модернізована установка для стикового контактного зварювання К-182 зі спеціальним індуктором з трансформатором типу ТЗ-800, батареєю косінусних конденсаторів (для компенсації реактивної потужності індуктора) і генератором струму підвищеної частоти з блоком пускорегулюючої апаратури. На рис. 2, а наведено фото цієї установки з силовим трансформатором, а на рис. 2, б – вид установки збоку.

Обладнання та технологію було застосовано на двох бурових станціях підприємством «Ворошиловград нафтогазгеологія» на Луганщині. Слід зазначити, що бурові колони пройшли повний цикл випробувань, пробуривши стовбури глибиною кілька кілометрів, обертаючись в обсадних колонах.

Розробка технології та обладнання для індукційного зварювання з активуючими присадками роликів опорних катків гусеничних машин. Унікальні особливості формування рівномірних з'єднань труб та їх елементів без внутрішнього грату виявилися настільки затребуваними, що в короткі терміни була розроблена технологія та обладнання для з'єднання роликів опор для гусеничних траків із двох кованих симетричних

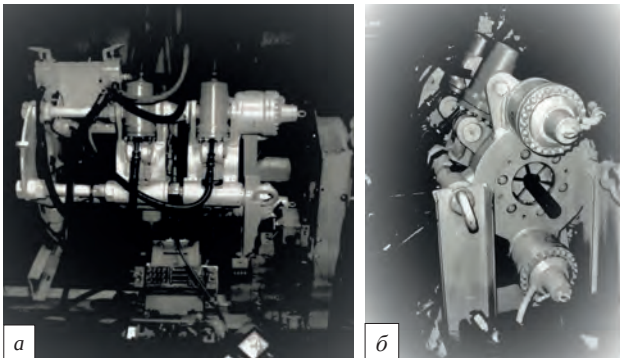


Рис. 2. Модернізована установка К-182 для індукційного зварювання труб (опис а, б – див. у тексті)



Рис. 3. Каток роlikової опори гусениці для виробу типу Т-150, отриманий за технологією індукційного зварювання

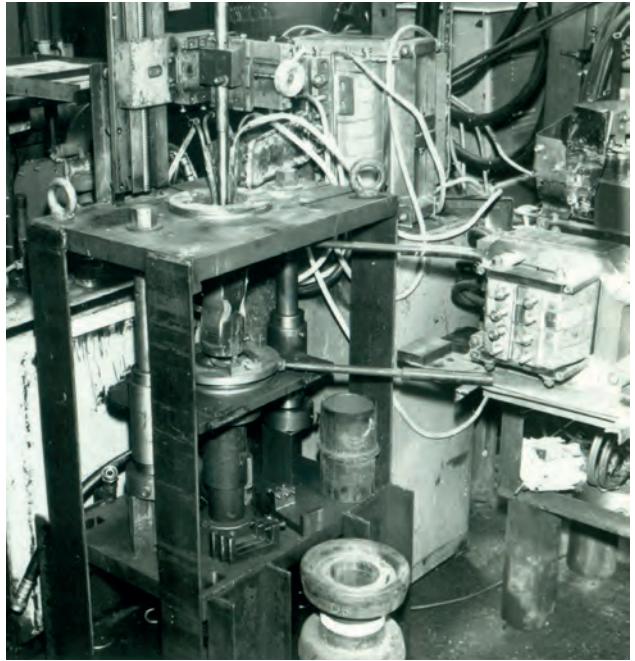


Рис. 4. Лабораторна установка індукційного зварювання за допомогою внутрішнього індуктора

заготовок. На рис. 3 наведено такий каток роlikової опори гусениці для виробу типу Т-150. Лабораторна установка для нагрівання та осадки зображена на рис. 4.

Створення комплексів для стикового індукційного зварювання з активуючими присадками труб встик. На родовищах для видобутку нафти була потрібна технологія та обладнання для з'єднання труб з метою створення мережі «обв'язувальних» трубопроводів невеликих діаметрів (2...4 дюйми). Відсутність внутрішнього грату дозволяло з'єднувати три труби в батіг і затягувати всередину полімерну трубу, певним чином «замонолічуючи» торці під майбутнє дугове зварювання кожного третього стику в умовах траси. Науковим співробітником М.Є. Шинловим були відпрацьовані

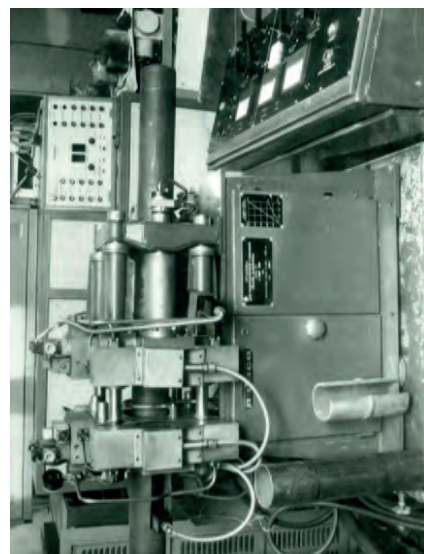


Рис. 5. Установка П-144 для індукційного зварювання труб встик діаметром до 4 дюймів

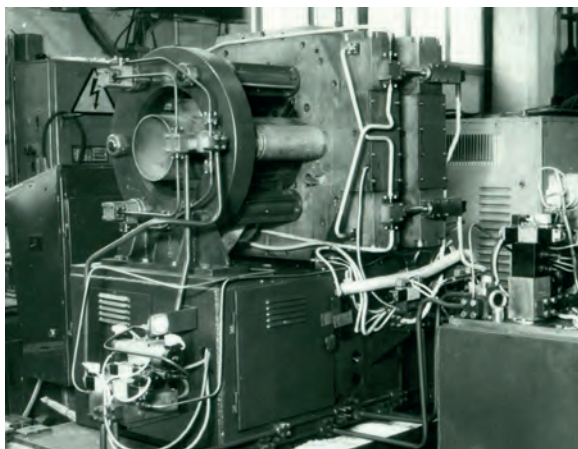


Рис. 6 Установка П-145 для індукційного зварювання труб встик діаметром до 12 дюймів

технологічні режими для з'єднання товстостінних труб діаметром до 4 дюймів. За розробленим технічним завданням в ДКТБ ІЕЗ було створено зварювальні машини П-144 (рис. 5) для труб діаметром 2...4 дюйма та П-145 (рис. 6) для труб діаметром до 12 дюймів. Замовлення на виготовлення цих зварювальних машин було розміщено на Псковському заводі важкого електрозварювального обладнання та після виготовлення було впроваджено на підприємствах Татарії та Башкирії.

Електротермічне згинання труб великого діаметра в єдиному потоці зварювально-монтажних робіт спільно зі зварювальним комплексом «Північ-1». Можливість отримання локального температурного збурення в тривимірних деталях типу «обичайка» за допомогою індукційного нагріву призвело до створення процесу вільного термічно контрольованого згинання труб великого діаметра. Це дозволило удосконалити технологію та створити процес електротермічного згинання (ЕТЗ) труб у трубних батогах безпосередньо в польових умовах будівництва трубопроводу. Роботу було виконано під керівництвом О.С. Письменного. Матеріали досліджень було доповнено розробками з кандидатської дисертації М.Є. Шинлова «Електротермічне згинання труб при спорудженні зварних магістральних трубопроводів», Київ, ІЕЗ,



Рис. 7. Випробування технології та обладнання для ЕТЗ труб діаметром 1420 мм на полігоні СКБ «Зварювання нафтогазбуд», м. Бориспіль, 1987 р.

1989 р., науковим керівником якого був академік В.К. Лебедєв.

Коротко цю комплексну та трудомістку роботу можна позначити такими етапами:

- полігонні випробування технології та обладнання для ЕТЗ труб діаметром 1420 мм у м. Бориспіль (Київська обл.) на полігоні СКБ «Зварювання нафтогазбуд» у 1987 р. На рис. 7 наведено етап робіт з ЕТЗ у напруженому стані;

- натурні випробування криволінійних труб класу Х70, одержаних за технологією ЕТЗ (ІЕЗ). Оцінено конструктивну міцність труб, підданих згину, база ВНДІБТ, сел. Львівський, 1987 р. (рис. 8);

- труби великого діаметра 1420 мм, піддані згину за технологією ЕТЗ в умовах полігону, пройшли повний цикл механічних випробувань в ІЕЗ. Особлива увага була приділена впливу термодформційного процесу в зоні поздовжнього зварного шва та наволошовної зони. Були оцінені характеристики міцності металу труб, ударної в'язкості у широкому діапазоні температур, а також напружено-деформований стан металу в зонах вигину (рис. 9);

- трасові випробування обладнання та технології ЕТЗ при спорудженні трубопроводу «Прогрес» діаметром 1420 мм в єдиному потоці зварювально-монтажних робіт у складі зварювального

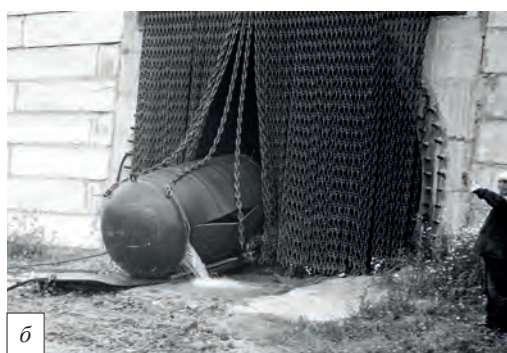


Рис. 8. Натурні випробування криволінійних труб класу Х70: а – ділянка труби діаметром 1420 мм (з привареними заглушками), отриманими за технологією ЕТЗ, після натурних гідравлічних випробувань; б – криволінійна ділянка труби вилучається з укриття безпосередньо після руйнування під час гідравлічних випробувань

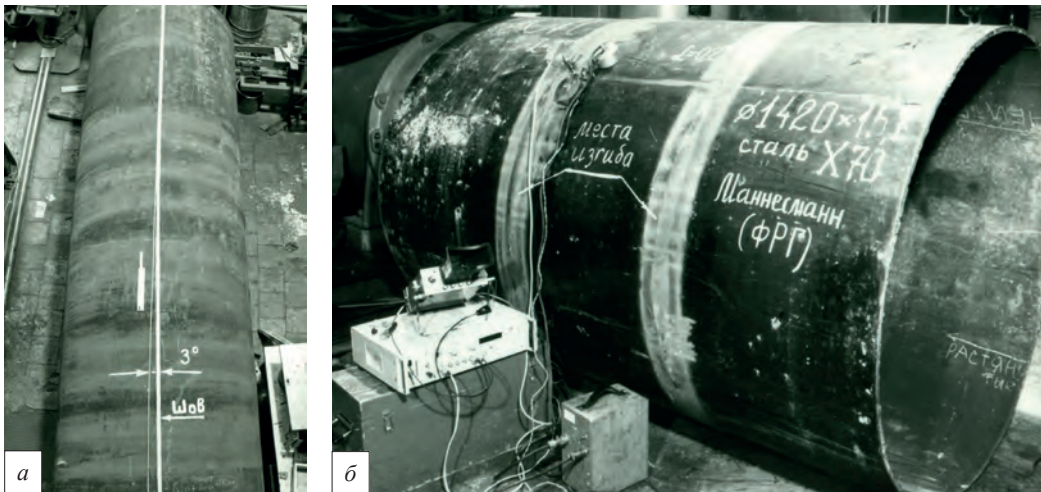


Рис. 9. Оцінка характеристик міцності металу труб: а – метал зварних швів та НШЗ в трубах, що піддалися ЕТЗ, успішно пройшли механічні дослідження; б – дослідження напружено-деформованого стану труб після ЕТЗ

комплексу «Північ-1». Відпрацьовувалося застосування технології ЕТЗ для гнуття труб у горизонтальній площині. Виконано вигин трубного батогу на 26°, Гусятинський район, Тернопільська область, 1987 р. (рис. 10);

– розроблен мобільний комплекс обладнання та технології ЕТЗ труб великого діаметра. Трасові випробування в єдиному потоці зварювально-монтажних робіт у складі зварювального комплексу «Північ-1» при спорудженні магістрального трубопроводу «Ямал-Захід» на ділянці в районі м. Славути, Хмельницька обл., 1987 р. Виконано комплекс робіт з ЕТЗ труб у вертикальній площині, а також релаксації напружень у зварних труб-



Рис. 10. Застосування технології ЕТЗ трубних батогів в горизонтальній площині



Рис. 11. Магістральний трубопровід «Ямал-Захід». Автор статті, крайній праворуч (серед колег відділів № 3 і № 43 ІЕЗ та співробітників СМНУ БТ, м. Боярка) на фоні труби з блоком індукційного нагріву



Рис. 12. Зовнішній вигляд і елементи трансформатора для індукційного нагріву

них батогах при копіюванні рельєфу місцевості (рис. 11).

Очікуваний економічний ефект від застосування однієї установки становив близько 1 млн руб. Після розпаду СРСР роботи з ЕТЗ були згорнуті та подальшого розвитку не отримали. Однак обладнання лягло в основу технології термообробки зварних стикових швів, одержуваних автоматизованими методами, у тому числі контактним зварюванням на сучасних трубних сталях з метою збільшення ударної в'язкості металу шва і ЗТВ, враховуючи діапазон температур від -15 до -40 °С.

Продовжимо перелік індукційних технологій, виконаних у відділі № 43 під керівництвом академіка В.К. Лебедева.

1. Розробка та випуск високочастотних трансформаторів для обладнання індукційного нагріву, яке створювалося в ІЕЗ. На рис. 12 наведено трансформатор для індукційного нагріву потужністю 100 кВ·А.

2. Створення компактних тигельних печей для індукційного переплаву металів і сплавів. На рис. 13 зображено таку піч на базі двох трансформаторів загальною потужністю 200 кВ·А.

3. Розробка технології переплаву турбінних лопаток у вакуумі, що містять нікель, з подальшим рафінуванням розплаву шляхом сканування електронним променем його поверхні.

4. Розробка технології виробництва корозійностійких бінарних труб для хімічної промисловості України, ІЕЗ, 1995 р.

5. Індукційне зварювання з активуючими присадками фланців з трубою арматурою для судно-, котлобудування, гідравлічного обладнання. На рис. 14 зображено кільцевий індуктор з трансформатором для нагріву труби та фланця в зоні з'єднання, ІЕЗ, 1996 р.

6. Розробка технології індукційного нагріву труб для нанесення зовнішньої ізоляції, що термоусаджується, на основі севілену, Південний трубний завод, м. Нікополь, 1997 р.

7. Розробка технології індукційного нагріву для виробництва замкової частини бурильних



Рис. 13. Двохтрансформаторна компактна індукційна піч для тигельного переплаву металу

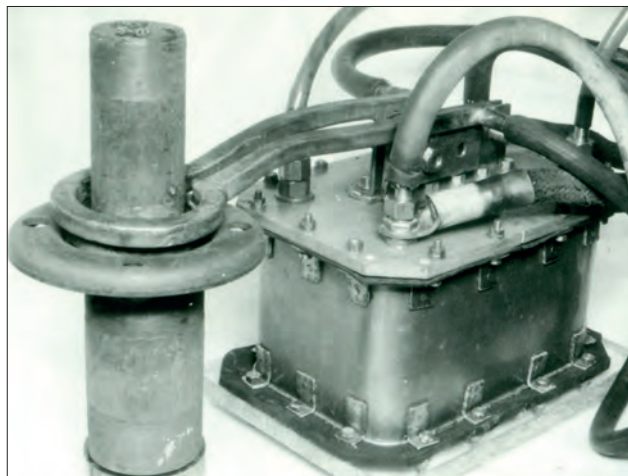


Рис. 14. Однофазовий кільцевий індуктор з трансформатором для високотемпературної пайки фланців з трубами

труб діаметром 2 дюйми, Південний трубний завод, м. Нікополь, 1997 р.

Це масштабні роботи, але були й менш масштабні, але дуже цікаві, наприклад:

- підводне індукційне різання труб (ремонтні технології для підводних трубопроводів);
- індукційна термообробка елементів ЛВП («Лінійний вузол поділу») – аварійного виходу для космічного човника «Буран»;
- індукційне зварювання-паяння карданного валу з напівцапфою під «мальтійський хрест» для автомобільної промисловості;
- індукційне паяння пакетів нікелевих магнітостриктерів з хвилеводами для котлобудування;
- індукційне паяння нахлесткових з'єднань трубчастих рамних конструкцій для автомобільної промисловості;
- індукційне зварювання-паяння ступиць з дисками ботворізів.

Подальші розробки відділу О.С. Письменного велися за тими ж науковими напрямками: індукційна термообробка, зварювання труб з фланцями та кінцевою арматурою, індукційне зварювання тонкостінних спіральних-шовних труб, індукційне високотемпературне паяння труб малого діаметра.

*Михайло Шинлов, к.т.н.,
співробітник ІЕЗ у 1980-1998 роках.*

ЗВАРЮВАННЯ ЖИВИХ ТКАНИН

Зварювання живих тканин (ЗЖТ) почало розвиватися в ІЕЗ з початку 1990-х років. Це був тяжкий час. Гіперінфляція. Маленьке фінансування, якого вистачало на зарплату 10...20 доларів на місяць, та й то не всім щасливцям. На матеріали та обладнання грошей не було. Зникло позабюджетне фінансування. Усі виживали як могли.

Є кілька версій початку ЗЖТ. За однією з них, ця ідея прийшла до Б.Є. Патона після зустрічі з завідувачем відділення мікрохірургії ОХМАТДИТУ В.І. Карчемським. У цьому відділенні пришивали руки, ноги, пальці, носи дітям, які втратили їх через побутові травми. Відірвана кінцівка зберігає життєздатність протягом кількох годин. Якщо її в цьому інтервалі часу пришити, то є ймовірність, що вона приживеться. Для того, щоб її пришити, треба пошити всі судини та нерви. Діаметри дитячих судин та нервів на кисті руки близько 1 мм. Стінка судини напівпрозора. Зшивання нервів та судин виконується під мікроскопом. Одна судина зшивається близько 20 хв. Вся операція триває 20 год. Дитина знаходиться під загальним наркозом, може не витримати та померти. Тому дуже важливо зменшити час операції.

Б.Є. Патон доручив цей напрямок Володимирі Костянтиновичу Лебедеву, у якого у відділі була лабораторія мікрозварювання під керівництвом к.т.н. Д.С. Ворони. За радянських часів вона мала багато замовлень, в основному з оборонної тематики. У 1990-ті все зникло. Співробітники сиділи без роботи. Тому із задоволенням почали працювати над проблемою ЗЖТ. Почалися перші експерименти на віддалених венах людини. Перші експерименти були успішними. Виявилось, що зробити ЗЖТ дуже просто! Розробників охопила ейфорія. Вони перемогли! Якби вони знали на той час, скільки труднощів, проблем, невдач і розчарувань буде попереду...

За кілька років було закладено основи стикового зварювання кровоносних судин, точкового зварювання оболонки нервів, кишечника, шлунка, шкіри. Експерименти проводилися у відділі експериментальної хірургії Національного інституту хірургії та трансплантології ім. О.О. Шалімова під керівництвом д-ра мед. наук Ю.О. Фурманова. Там теж були проблеми із фінансуванням. Навіть не вистачало грошей на корм медичним щурам. А скільки треба їм того корму? Небагато. Через голод вони іноді погано входили в наркоз.

Коли почалося фінансування від американської фірми CSMG («Consortium Service Management Group Technologies», Inc., США), з'явилася можливість експериментувати на кроликах, а потім і на свинях. За кілька років інтенсивних експе-

риментів на тваринах своє життя «на вівтар науки» поклали сотні та сотні щурів, кролів, свиней. Хоча хірурги пишуть у своїх статтях, що експерименти на тваринах проводяться за міжнародними правилами гуманного поводження з піддослідними тваринами, все одно для тварин хірургічні досліді — це післяопераційні муки. Коли тварина відмучується і одужає, її «виводять з експерименту» «гуманним» уколом у серце або іншим способом відходу з життя. Якщо тільки на попередню розробку ЗЖТ пішли сотні та сотні піддослідних тварин, а скільки їх утилізували на інші експерименти за довге життя відділу експериментальної хірургії? А скільки їх було вбито в інших інституціях та організаціях? Тому було б добре поставити хоча б маленький пам'ятник щуру та кролику біля входу до Інституту Шалімова. Вони це заслужили. А замість квітів покласти моркву.

Борис Євгенович Патон відігравав величезну роль у розвитку ЗЖТ. Він був зіркою і ангелом-охоронцем цієї теми. Кращі хірурги вважали за честь працювати під його керівництвом. В.К. Лебедев здійснював безпосереднє управління великою командою хірургів, технологів, інженерів, менеджерів. Туди входив майже весь відділ № 1 ІЕЗ, відділ експериментальної хірургії та співробітники інших відділів Інституту Шалімова, Міжнародної Асоціації «Зварювання», хірурги відділення мікрохірургії ОХМАТДИТУ, хірурги шпиталю СБУ, Київська міська клінічна лікарня № 1, Донецький обласний онкологічний центр №17 та багато інших лікарень, співробітників компаній CSMG та LTC (Live Tissue Connect, Inc. США) під керівництвом Д. Роббінса. Це десятки висококласних спеціалістів. В.К. Лебедев зумів створити з цих людей одну дружню команду однопідприємців, у якій було приємно працювати. Американці схвалили цю команду і казали, що в США це зробити неможливо.

ЗЖТ — це антипід зварювання металів. Тут усе не так. Матеріал живий, а не мертвий. Відсутнє явно виражене плавлення матеріалу. Тканина містить від 63 до 80 % води. Як ви зробите зварний шов із води? Тим не менш, ми навчилися зварювати живі тканини, які дуже чутливі до режиму зварювання.

Причому, навіть однакові точки треба зварювати з різними напругами. Це пов'язано з нагріванням електродів, що передається тканині. Пам'ятаю експерименти з точкового зварювання кишечника з ручним регулюванням режиму. Одна за одною зварювалися всі точки анастомозу. Режим зварювання містив два параметри — напругу та тривалість

зварювання. Я встановлював режим, Ю.О. Фурманов зварював. На початку електроди були холодними. Фурманов говорив мені після кожної звареної точки: «Мало, додай напругу», «Мало», «Добав», коли електроди нагрілися – «Добре», «Добре», коли електроди перегрілися – «Багато, зменш», «Убав ще», «Зменш», «Добре», «Мало, додай, зменш....». З 10 точок виходило лише кілька якісних. Інші перегріті або недогріті, тому що весь час змінювалася температура електродів і, відповідно, оптимальна напруга зварювання. Звичайна зварювальна напруга 40...50 В. Відхилення напруги від оптимальної на 1,0...1,5 В призводить до неякісного зварювання. Назріла життєво важлива потреба в автоматичному управлінні зварюванням.

В.К. Лебедєв винайшов алгоритм автоматичного управління зварюванням. Я його спочатку сприйняв з недовірою. Я вважав, що треба йти іншим шляхом і придумати зовсім іншу технологію зварювання, менш чутливу до режиму. Після кількох його прохань я почав програмувати. Налаштовував алгоритм на віддалених тканинах. Додав до алгоритму кілька елементів, які враховують реальні умови зварювання. Сталося диво! Алгоритм так змінював напругу та тривалість зварювання, що всі точки мали 100 % якість! Це підтвердили численні експерименти. Для остаточної перевірки американці дали гроші на експерименти на великій кількості свиней. Жодної точки бракованої не було. Усі анастомози були якісними. Через кілька місяців не можна було знайти місце зварювання. Воно нічим не відрізнялося від сусідніх ділянок кишки свині.

На цей алгоритм було отримано кілька патентів США, Європи, Японії, Китаю. Перший патент

було отримано у 2004 р. І лише з 2010 р. ці патенти почали використовувати як прототипи до інших патентів. Наразі ці патенти використані як прототипи до 1600 патентів. У 1997 р. ми вперше поїхали до США для показових демонстрацій ЗЖТ. Ці демонстрації робилися американською компанією LTC для залучення грошей акціонерів. Тоді американські хірурги сказали: «Це революція в медицині». Ми випередили час майже на 20 років.

У процесі розробки технології зварювання виявилася її другорядна корисна властивість – електричне розрізання тканини з одночасним гемостазом великих судин. Ми використовували цю властивість для прискореного доступу до зварюваних органів і не надавали йому великого практичного значення. Для нас найголовнішим було поєднання тканин. Зараз це другорядне застосування стало основним застосуванням ЗЖТ та використовується майже у всіх електрохірургічних апаратах багатьох всесвітньо відомих виробників медичного обладнання. Врятовано життя та здоров'я тисяч людей, величезні суми грошей. Зроблено унікальні операції. Але ніхто не знає, що все починалося у маленькій лабораторії мікрозварювання кількома інженерами-жебракками з метою врятувати дітей від інвалідності.

Наші розробки відбувалися широким фронтом. Намагалися зварити все і вся. Хапалися за все. Зробили великі заділи. Згодом через брак ресурсів і коштів ширина фронту робіт безперервно скорочувалася, колектив танув. Хоча найголовніше ще не зроблено і все попереду. Хірургія з її нескінченним потоком пацієнтів чекає на нових Патонів, Лебедєвих, Роббінсів та інших ентузіастів ЗЖТ.

Олексій Лебедєв, д.т.н.,
співробітник ІЕЗ у 2002-2016 роках.

ПЕРЕДПЛАТА 2022

Журнали	Вартість передплати на друковані версії журналів*, грн.			
	місяць	квартал	півроку	рік
«Автоматичне зварювання», видається з 1948 р., 12 випусків на рік. ISSN 0005-111X. Передплатний індекс 70031.	240	720	1440	2880
«Сучасна електрометалургія», видається з 1985 р., 4 випуски на рік. ISSN 2415-8445. Передплатний індекс 70693.	—	240	480	960
«Технічна діагностика та неруйнівний контроль», видається з 1989 р., 4 випуски на рік. ISSN 0235-3474. Передплатний індекс 74475.	—	240	480	960
«The Paton Welding Journal»**, видається з 2000 р., 12 випусків на рік. ISSN 0957-798X. Передплатний індекс 21971.	520	1560	3120	6240

*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою банделоллю.

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

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

Передплата на електронну версію журналів.

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

Передплата через сайт видавництва:

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as/subscription>
<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem/subscription>
<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/tdnk/subscription>
<https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj/subscription>
На сайті видавництва у 2022 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2020 рр.

ЦЕНТР ФІЗИКО-ХІМІЧНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ МАТЕРІАЛІВ

Центр фізико-хімічних досліджень матеріалів ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України оснащений унікальним комплексом аналітичного та дослідницького обладнання провідних фірм Японії, США, Західної Європи, до якого входять:

- металографічна лабораторія;
- лабораторія електронної мікроскопії;
- лабораторії рентгеноспектрального та рентгеноструктурного аналізу, Оже- спектроскопії;
- лабораторія термічного аналізу;
- лабораторія спектрального аналізу;
- лабораторія газового аналізу;
- хімічна лабораторія.

Основні напрями діяльності.

Аналітичний напрям.

Якісне та кількісне визначення вмісту основних легуючих та домішкових елементів, включаючи гази, у різних матеріалах, рудах, концентратах, мінералах, порошках, шлаках, шламів, флюсах, чавунах, сталях, сплавах на основі нікелю, титану, алюмінію, міді та ін.

Лабораторії спектрального, хімічного та газового аналізів входять до складу акредитованої

НАНУ Випробувальної лабораторії ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України (відповідно до вимог ДСТУ ISO/IEC 17025:2017).

Матеріалознавчий напрям.

Приготування шліфів, виявлення макро- та мікроструктури, металографічний контроль якості та встановлення природи дефектів металопродукції, фрактографічні дослідження.

Вивчення складу та розподілу неметалевих включень, визначення їх розмірів (у тому числі й ультрадисперсних) у металі зварних швів, кількісне оцінювання об'ємної частки неметалевих включень з використанням сучасних математичних програм обробки даних у зварних з'єднаннях та різних матеріалах, визначення та ідентифікація нітридних, оксидних та сульфідних включень, вивчення фазового складу у різних матеріалах (інтерметалідах, карбідах та інших сполук).

Дослідження структури та фазового складу матеріалів методами світлової та електронної мікроскопії, рентгеноструктурного та рентгеноспектрального аналізів.



ICP-спектрометр ICAP 6500 DUO (Thermo Fisher Scientific, США). Емісійний спектрометр з індуктивно-зв'язаною плазмою для аналітичних досліджень атомного складу широкого спектру неорганічних матеріалів



SPECTROVAC-1000 DV-4 (BAIRD, Нідерланди). Оптичний емісійний спектрометр дозволяє проводити аналізи хімічного складу проб сплавів на залізній, нікелевій, алюмінієвій, мідній, титановій основах, а також чистої міді



GLEEBLE-3800 (DSI, США). Автоматизована динамічна система для моделювання (імітації) термодеомаційного стану металів



JAMP-9500F (JEOL Ltd, Японія). Оже-мікросонд з польовим емісійним катодом, укомплектований енергодисперсійним спектрометром OXFORD EDS INCA Energy 350 для аналізу елементів від берилію до урану



JSM-840 (JEOL, Японія). Растровий електронний мікроскоп із системою аналізу (*Link systems, Англія*) призначений для вивчення структури, топографії поверхні, характеру руйнування, мікроскопічної хімічної неоднорідності та елементного складу металевих та неметалевих матеріалів



ДРОН-3, УМ-1. Дифрактометр для кількісного та якісного рентгеноструктурного фазового аналізу, визначення типу кристалічних решіток та дефектів пакування



Аналізатор газів *TC-436 (LECO, США)*



Устаткування для безтигельної (левітаційної) плавки



JEM-200CX (JEOL, Японія). Трансмісійний електронний мікроскоп, укомплектований ССД камерою *Gatan*, дозволяє досліджувати тонку структуру та фазовий склад матеріалів



SEM-515 (Philips, Нідерланди). Скануючий електронний мікроскоп, оснащений енергодисперсійним аналізатором хімічних елементів *Link Systems* для фазового аналізу поверхонь.



Плазмово-дугова піч (лабораторна) для плавки металів та сплавів

Методологія прогнозування механічних властивостей за структурними складовими.

Розробка методики та дослідження деяких фізичних властивостей металів, шлаків, покриттів методами диференціального термічного аналізу, дилатометрії та ін.

Центр виконує роботи з комплексного дослідження структури та властивостей різних матеріалів, одержаних в сучасних технологічних процесах плавлення, зварювання, паяння та методами адитивних технологій.

Світлана Григоренко

Інноваційний апарат для очистки поверхні та друку зображень: MagicCleaner

Останнє покоління MagicCleaner від компанії Fronius тепер доступне у двох моделях. Пристрої серії MagicCleaner – це інноваційні засоби обробки зварних швів, які виконано методом зварювання TIG, і поверхні деталей із нержавіючої сталі. На додаток до чудово відполірованих зварювальних швів TIG, цей надійний апарат також може маркувати деталі логотипами або серійними номерами. Повна гнучкість, щоб розкрити свій зварювальний потенціал!

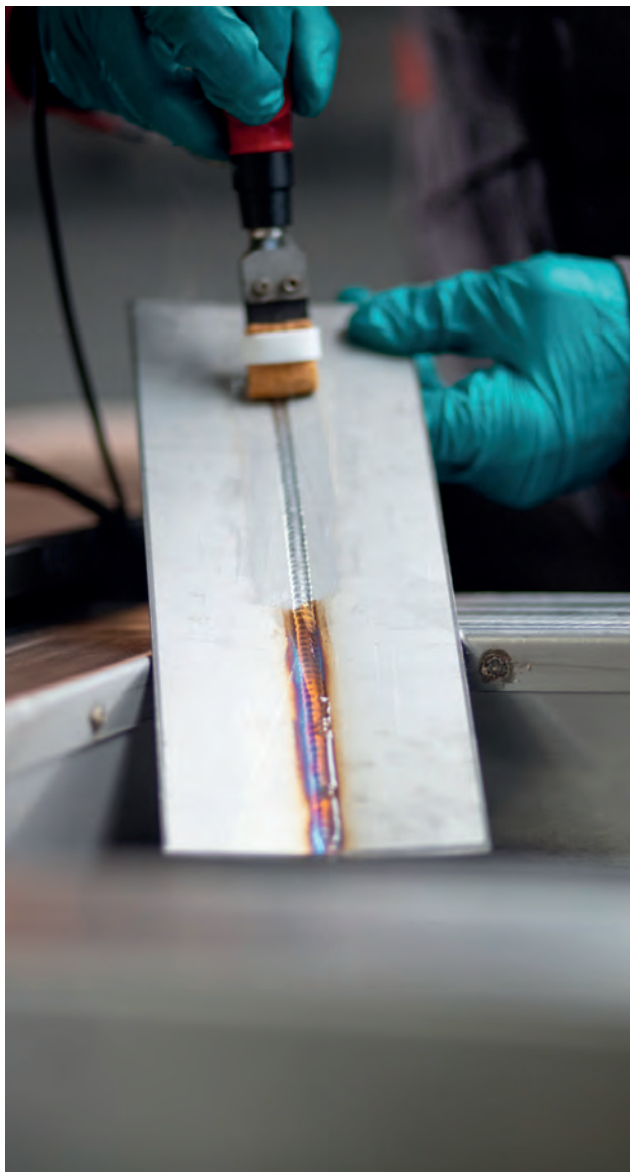
Нержавіюча сталь вирізняється, зокрема, наявністю хімічно пасивного шару зварного шва, який захищає метал від впливу навколишнього середовища. Під час зварювання він може зруйнуватися. У такому разі поверхня металу біля шва набуде забарвлення мінливого кольору та стане вразливою для корозії. Належні вигляд і стійкість матеріалу в довгостроковій перспективі можна буде відновити лише за допомогою професійної електрохімічної обробки – очищення та пасивування поверхні. Саме для таких потреб компанія Fronius створила серію пристроїв MagicCleaner. Завдяки новітній концепції та продуманій конструкції вони чинять мінімальний вплив на поверхню матеріалу порівняно із засобами хімічного та механічного очищення, а обробка здійснюється швидко та не передбачає додаткового пасивування.

За допомогою MagicCleaner легко відновити захисний шар на зварних швах і поверхнях з нержавіючої сталі. Незалежно від конфігурації пристрою – з ємністю 1,8 л (MagicCleaner 300) або тубиком, який встановлено на очищувальному пальнику, –

користувачі можуть точно та зручно регулювати споживання електроліту. Це сприяє економії ресурсів і дає змогу досягти екологічності виробництва. За допомогою MagicCleaner розчин електроліту доставляється саме туди, куди потрібно. Фетр для очистки та полірування, щітки, що входять у комплект, проникають у кути та щілини, забезпечуючи оптимальне очищення з мінімальним використанням матеріалів. Електрохімічне очищення значно економніше, ніж звичайне травлення в хімічних ваннах, і не руйнує матеріал, як піскоструменева обробка. Розробники подбали, аби користувачі могли легко та швидко ввести обладнання в експлуатацію, й реалізували інтуїтивно зрозумілу концепцію керування. Завдяки цьому усі важливі параметри (режим роботи, характеристики очищення та показники споживання електроліту) можна переглянути та налаштувати на передній панелі пристрою. Пристрої вирізняються легкістю й енергоефективністю, оскільки втілили в собі новітню інверторну технологію. Ця технологія забезпечує вихідну потужність на рівні пристроїв попереднього покоління за меншого споживання електроенергії.



MagicCleaner 150 – легка підготовка до роботи та простота використання



Порівняння до і після: зварювальний шов TIG швидко та легко очищається електрохімічно. Фетр для очистки та полірування автоматично змочується електролітом

MagicCleaner – найсучасніша система електрохімічного очищення. Крім власне очищення, вона дає змогу полірувати поверхні деталей із нержавіючої сталі та наносити на них різноманітні зображення. Очищення та пасивування поверхні деталей із нержавіючої сталі здійснюється протягом одного проходу. Іншими словами, видалення забарвлення мінливого кольору, що виникає під час зварювання, та відновлення захисного хімічно пасивного шару зварного шва відбувається одночасно.

Fronius International – австрійська компанія з головним офісом в місті Петтенбах і відділеннями в містах Вельс, Тальхайм, Штайнхаус і Заттледт. 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.



Чорний або білий друк для постійного маркування деталей з нержавіючої сталі позбавляє від необхідності тиснення, гравіювання або склеювання



MagicCleaner доступний у двох розмірах: MagicCleaner 150 для гнучкого та портативного використання та MagicCleaner 300 для більш інтенсивного використання на довгих зварних швах, або великих площах очистки

Полірування, яке виконують після очищення, надає поверхні деталей із нержавіючої сталі стійкого блиску та забезпечує якісніше пасивування. Крім того, за допомогою пристроїв лінійки MagicCleaner на поверхню деталей із нержавіючої сталі можна наносити різноманітні зображення чорним або білим друком. Ця чудова функція дає змогу відмовитися від наклейок і лазерного гравіювання. Все, що потрібно, це відповідна плівка та спеціальний розчин електроліту.

Календар червня*

1 червня 1925

На початку червня засновано фірму «Chrysler» – американську автомобілебудівну компанію. Виробник з самого початку використовував зварювання під час створення машин. З 1930 р. «Chrysler» починає використовувати для автомобілів нові зварні конструкції, які збиралися зі сталевих балок, приварених до панелей кузова. Висока надійність машин прославила «Chrysler», та його моделі 1930-х років стали одними з найбільш продаваних.



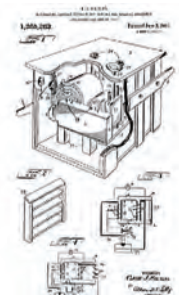
2 червня 1844

На околиці Парижа Едмонд Марі-Монг випробував першу у світі повітроплавну металоконструкцію. Мідна сфера була виготовлена зі зварних мідних листів завтовшки 0,1 мм. Проте, примітивна технологія ковальського зварювання завдала проекту серйозної шкоди. На тонких листах міді мимоволі з'являлися отвори, деформації, надрізи, що призводило до витоків водню. Газ із шипінням йшов через дрібні щілини і тому запуск провалився. Однак, незважаючи на невдачу, металева конструкція Едмонда Марі-Монга надихнула багатьох інженерів та ентузіастів. Винахідники металевих апаратів навіперей патентували свої проекти в Європі та Америці.



3 червня 1919

Опубліковано перший патент зварювального апарату на змінному струмі на ім'я Клода Холслага. Пристрій для різання та зварювання, включаючи трансформатор, що має замкнутий ланцюговий сердечник. Конструктор показав та описав метод дугового різання та зварювання металів за допомогою змінного струму. У зазначеній заявці він виклав, чому причини змінного струму не використовуються, і запропонував метод використання зварювання за допомогою змінного струму. Але спосіб не скориствовав популярності до 1930-х років.



4 червня 2007

Засновано компанію ТОВ «Стіл Ворк» – перший в Україні завод з виробництва біметалевих листів та виробів з нього, з наступним монтажем у замовника. ТОВ «Стіл Ворк» спеціалізується на виконанні робіт у сфері захисту технологічного обладнання від шкідливих факторів виробничого середовища. Компанія має власну запатентовану технологію та виробничу лінію з виробництва біметалічних плит SWIP (Steel Work Innovation Plate) та виробів біметалу.



5 червня 1900

Народився Деніс Габор – видатний фізик, лауреат Нобелівської премії, автор концепції «реконструкція хвильового фронту», що лягла в основу електронної голографії, яка дозволяє візуалізувати атоми і атомні грати.



6 червня 1922

Народився В.К. Лебедев – видатний вчений в галузі електрозварювання, електротермії та зварювання живих тканин. Був провідним розробником проекту «Зварювання живих тканин». Дані розробки дали можливість створити зварювальне медичне обладнання та інструментарій для хірургічних операцій по відновленню фізіологічних функцій пошкоджених органів людини. Діяльність академіка – яскрава сторінка в історії розвитку зварювальної науки і техніки.

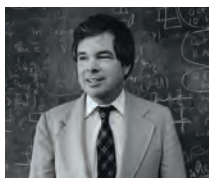


7 червня 1977

На початку червня 1977 р. фірма «Kemppi» виготовила перше у світі інверторне джерело живлення «Hilarc-250», зібране на базі так званих швидких тиристорів. «Швидкі тиристори» дозволяли перетворювати постійний струм на змінний з частотою 2-3 кГц. Так виникли перші інверторні джерела живлення для зварювання. На відміну від звичайних випрямлячів, у яких трансформатор працює на промисловій частоті 50 Гц, в інверторних випрямлячах він почав працювати на частоті 2 кГц і більше. Підвищення частоти роботи зварювального трансформатора дозволяє суттєво зменшити його вагу та габарити.



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



8 червня 1936

Народився Кеннет Вільсон (1936-2013) — американський фізик, Нобелівський лауреат з фізики 1982 «за теорію критичних явищ у зв'язку з фазовими переходами». Найвідоміші роботи Вільсона стосуються проблеми критичних станів при фазових переходах. Для опису критичних станів Вільсон розробив математичний апарат ренормалізаційних груп, створення якого і принесло вченому Нобелівську премію з фізики 1982 року. Зварювання це технологічний процес який базується на фазових переходах.



9 червня 1959

На воду спущено перший атомний стратегічний підводний човен ВМС США типу «Джордж Вашингтон» із балістичними ракетами на борту. У корпус підводного човна за рубкою було «вставлено» 40-метровий ракетний відсік, у якому було розміщено 16 пускових ракетних установок. Для створення ракетного відсіку конструкція підводного човна була розділена навпіл, після чого до неї «вставлявся» відсік для балістичних ракет. Після монтажу ракетної секції всі частини човна зварювалися воедино. Загальне компонування човнів типу «Джордж Вашингтон» з вертикальними шахтами, розміщеними за рубками, виявилось дуже вдалим та стало класичною схемою для підводних стратегічних ракетноносців.



10 червня 1931

Народився Е.М. Есіб'ян (1931-2015), представник Патонівської школи. Його наукова діяльність пов'язана з розробкою транзисторних джерел живлення малоамперної дуги в аргоні та впровадженням у серійне виробництво апаратів АП-4 на Сімферопольському електромашинобудівному заводі. Також Е.М. Есіб'ян займався розробкою перших у світовій практиці джерел живлення та плазмотронів для повітряно-плазмового різання металів, організацією багатосерійного виробництва комплектних установок типу «АВГР» та «Київ-4» та впровадженням їх на машинобудівних заводах.



11 червня 1997

На авіабазі індійських військово-повітряних сил Лохегаон поблизу міста Пуна (штат Махараштра) відбулася офіційна презентація перших восьми багатофункціональних винищувачів Су-30К, виготовлених за контрактом. Для створення цього типу літака було використано спеціальну установку КЛ-132 (розробка ІЕЗ ім. Є.О. Патона) для електронно-променевого зварювання вузлів реактивного двигуна.



12 червня 1944

Під час Другої світової війни Німеччина розпочала бомбардування Лондона та інших міст Великобританії літаками-снарядами «Фау-1». Їх масове виробництво під час Другої світової війни стало можливим завдяки застосуванню зварювання, за допомогою якого виготовлялися кулясті балони для стисненого повітря, необхідного для роботи двигунів. Обшивку корпусу виготовляли з алюмінієвих сплавів. Конструкції фюзеляжу, крил, стабілізатора та інших вузлів виготовляли з низьковуглецевої сталі за допомогою точкового зварювання, переважно ручними кліщами.



13 червня 1961

Джорджу Деволу було видано патент на першого промислового зварювального робота. Його робот був уперше встановлений на автомобільному заводі General Motors, а саме на автоматизованій лінії для точкового зварювання автомобільних кузовів.



14 червня 1952

Почалося будівництво USS Nautilus (SSN-571) — першого у світі атомного підводного човна. Прийнят на озброєння ВМС США 30 вересня 1954 р. 3 серпня 1958 р. «Nautilus» досяг Північного полюса, ставши першим кораблем в історії людства, що пройшов цю точку Землі своїм ходом. У США для виготовлення першого атомного підводного човна Nautilus фірма General Dynamics використовувала різні технології з'єднання, головним чином дугове зварювання під флюсом і киснево-ацетиленове зварювання.



15 червня 1911

Після ремонту броненосний крейсер «Мен» був повторно введений у дію. Корабель проводив бойову підготовку та здійснював походи вздовж східного узбережжя США. Під час ремонту як один із перших прецедентів, було використано автогенне зварювання у військовому кораблебудуванні США. Щодо найперших випадків, всі вони мали місце у 1906–1908 рр. у Генуї та Марселі. Там автогенне зварювання використовували для ремонту казанів та іншого обладнання кораблів. У цей період подібну процедуру ремонту пройшли близько 80 суден.

16 червня 1874

Відкрито Кавендисська фізична лабораторія при Кембриджському університеті – один із світових центрів експериментальної фізики та інших фундаментальних досліджень. Тут були відкриті електрон (1897), штучне розщеплення атомного ядра (1919), нейтрон (1932) і багато іншого.

**17 червня 1914**

Американський інженер Йозеф Ледвінка подав патент на перший у світі кузов автомобіля. Патент визначає спосіб будівництва суцільнометалевого кузова з використанням точкового зварювання. Завдяки цьому патенту The Budd Company, де працював Ледвінка, стала світовим лідером в автомобільному кузовобудуванні.

**18 червня 1898**

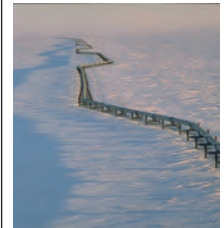
Відомий німецький металург та хімік Ернст Мене патентує свій апарат для плавки металу. Він вважається винахідником газового різак та піонером автогенного зварювання. Крім того, у 1901 р. Мене створює кисневий різак і успішно його застосовує, а також модернізує електродугове зварювання.

**19 червня 1897**

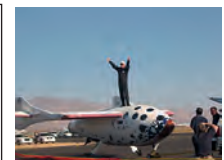
Народився англійський фізико-хімік Сирил Норман Хиншелвуд, лауреат Нобелівської премії з хімії 1956 р. Він отримав її насамперед за створення теорії ланцюгових реакцій, що сприяло глибокому вивченню механізму взаємодії реагуючих речовин у різних галузях виробництва.

**20 червня 1977**

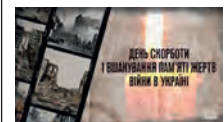
Був запущений Трансаякинський нафтопровід, призначений для перекачування нафти, що видобувається на родовищі Прадхо-Бей на півночі Аляски до порту міста Валдзіз на півдні. У його будівництві брали участь десятки тисяч зварювальників, що робить його одним із наймасштабніших зварювальних і будівельних проєктів в історії. Стики труби з'єднували в траншеях ручним зварюванням методом «верх-низ». Якість зварних швів інженери перевіряли за допомогою рентгенівського випромінювання. Нафтопровід є найбільшим інженерно-технологічним проєктом такого роду. Він був побудований в умовах вічної мерзлоти, полярної ночі, в суворому та вразливому краї з дуже високою сейсмічністю і став найбільш безпечним трубопроводом у світі.

**21 червня 2003**

Здійснено вперше пілотований політ на висоту понад 100 км приватним космічним кораблем багаторазового використання «SpaceShipOne». Команда творців корабля виграла приз у 10 мільйонів доларів.

**22 червня 1941**

Нацистська Німеччина за підтримки союзників напала на ще одного «вчорашнього» союзника – СРСР. Цим розпочалася німецько-радянська війна – одна з найкривавіших та наймасштабніших військових компаній другої світової, яка принесла численні трагедії на українську землю. Важливий внесок у остаточну перемогу над ворогом зробили спеціалісти-зварювальники.

**23 червня 2009**

ВМС Великобританії передано ескадрений міноносець «Дерінг» проєкту «Тип-45» – сучасний ескадрений міноносець із керованою ракетною зброєю. Цей тип кораблів випускався з 2003 р. для Військово-морських сил Великобританії. За рахунок автоматизації процесу зварювання від «Gulco International Limited» вдалося за короткий термін забезпечити з'єднання деталей з двофазної сталі в конструкції кораблів «Type 45 Destroyer». Також застосовувалися зварювальні автоматизовані трактори, які значно скоротили час та витрати на зварювання. Це позитивно позначилося на якості швів і часу їх виконання. Автоматизація процесу зварювання від «Gulco» у цьому проєкті принесла понад 50 % економії часу та коштів.





24 червня 1924

Англійська експериментальна цільнозварна самохідна баржа «Фуллагар» довжиною 46 м і водотоннажністю 398 т натрапила на скелі, але, незважаючи на деформацію днища, залишалася на плаву. Судно було спроектовано Дж. З. Гудвіном. Він врахував усі особливості зварювання, у тому числі зварювальні напруги, які були зменшені завдяки отворам у кницях та флорах. Корпус судна збирали за старим способом – на болтах, які після зварювання видаляли, а отвори заварювали. Комісія дійшла висновку, що клепане судно з такими пошкодженнями затонуло б, і позначку «експериментальну» було знято. Саме ця подія набула широкого розголосу і зробила зварювання популярною технологією в суднобудуванні.



25 червня 1919

Відбувся перший політ літака «Юнкерс Ф-13». Це був перший у світі суцільнометалевий транспортний літак, розроблений у Німеччині наприкінці Першої світової війни. З кількох варіантів для подальшої розробки прийняли схему моноплана з низько розташованим крилом. Ця схема стала класичною для більшості подальших авіалайнерів. Компонування «Юнкерс Ф-13» було засновано на зварних алюмінієвих трубах, покритих гофрованою алюмінієвою обшивкою. Це створювало дуже міцну структуру. Літак був простим в обслуговуванні та міг оснащуватися колесами, лижами чи поплавцями для посадки на воду. Авіалайнер експлуатувався на всіх континентах, у всіх кліматичних зонах.



26 червня 1824

Народився Вільям Томсон, лорд Кельвін (1824-1907) – британський фізик та механік. Відомий своїми роботами у галузі термодинаміки, механіки, електродинаміки. Запропонував абсолютну шкалу температур (1848), дав одне з формулювань другого початку термодинаміки (1851) та ввів поняття розсіювання енергії. Пізніше ці закони лягли в основу багатьох розробок устаткування, зокрема, зварювального. У 1856 р. Вільям Томсон під час своїх досліджень сплавляв пучки дротів у коробці з вугіллям, пропускаючи по дротах електричний струм, таким чином, вперше здійснюючи стикове зварювання.



27 червня 1940

Було закладено лінійний корабель американських збройних сил «Айова». Загалом планувалося побудувати шість кораблів такого типу. У 1939 р. уряд США видало замовлення на будівництво «Айови» та «Нью-Джерсі». Слід зазначити, будівництво лінків велося небувалими темпами. Використовувалося електричне зварювання, що на той час було нетипово. Застосовуючи під час будівництва зварювальні автомати, будівельникам вдалося прискорити та спростити процес будівництва кораблів. Перша пара кораблів цієї серії вступила в дію у 1943 р. Місце флагмана серед цих кораблів зайняв лінкор «Айова». Він відрізнявся збільшеною бойовою рубкою.



28 червня 1935

Зареєстрований патент компанії US2122159A Pullman-Standard Car Manufacturing на зварювання. Ще у 1929 р. компанія отримала цілком задовільні результати по дуговому зварюванню тонких броньових листів, а у 1931 р. там був спроектований і виготовлений цільнозварний броньовик. У лютому 1933 р. з цеху цієї фірми вийшов перший бронепоезд.



29 червня 1907

Оскар Чельбергу (1870-1931) видано патент на покритий електрод для ручного дугового зварювання. Залізний дріт занурювався в густу суміш карбонатів та силікатів. Покриття стабілізувало горіння електричної дуги та захищало зону дугового зварювання. Саме використання покритих електродів, що плавляться, дало привід до розвитку та використання зварювальних технологій у різних галузях виробництва. Оскар Чельберг також є засновником компанії ESAB – шведської промислової компанії, яка є світовим лідером у галузі виробництва продукції для зварювання та споріднених технологій.



30 червня 1961

Одна з найбільших американських хімічних компаній DuPont зареєструвала перший в історії патент на зварювання вибухом. Дослідження зварювання вибухом було розпочато ще у 1950-х рр. у різних інститутах та організаціях. У Першу світову війну помічали випадки приварювання снаряда до броні. Проте ці знання не були затребувані. Тільки у 1961 р. одночасно у США та СРСР з'явилися повідомлення про зварювання металів вибухом. Цей технологічний процес дозволив отримувати біметалічні заготовки та виробити практично необмежених розмірів з різних металів та сплавів, у тому числі і тих, зварювання яких іншими способами утруднене або неможливе.