

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

08
2020

Автоматическая сварка

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Automatic Welding

Published 12 times per year since 1948

ЗМІСТ

Кривцун І.В., Лобода П.І., Фомічов С.К., Квасницький В.В.
В КПІ ім. Ігоря Сікорського створено Інститут ма-
теріалознавства та зварювання імені Є.О. Патона 3

НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

Головко В.В., Єрмоленко Д.Ю., Степанюк С.М.,
Жуков В.В., Костін В.А. Вплив введення тугоплав-
ких часток до зварювальної ванни на структуру та
властивості металу швів 9

Ющенко К.А., Булат О.В., Звягінцева Г.В., Самой-
ленко В.І., Каховський Ю.М. Дослідження шляхів
модифікації структури аустенітичних зварних швів та
зони їх сплавлення з перлітним основним металом ... 16

ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

Похмурський В.І., Хома М.С., Рябцев І.О.,
Перепплотночов Є.Ф., Винар В.А. Застосування
плазмово-порошкових та електродугових покриттів
для підвищення трибокорозійної стійкості сталей у
агресивних середовищах 20

Фальченко Ю.В., Петрушинець Л.В., Поло-
вецький Є.В. Особливості отримання біметалевих
тонколистових з'єднань Al-Ti методом дифузійного
зварювання у вакуумі 27

Бризгалін А.Г., Пекар Є.Д., Шльонський П.С.,
Царенко Л.В. Підвищення службових властивостей
металоконструкцій обробкою вибухом 32

Зяхор І.В., Завертанний М.С., Левчук А.М.,
Капітанчук Л.М. Особливості формування
з'єднань різнойменних жароміцних нікелевих
сплавів при зварюванні тертям 38

Полещук М.А., Матвеев І.В., Бовкун В.О.,
Адеєва Л.І., Тунік А.Ю. Використання магнітно-
імпульсного зварювання для з'єднання пластин з
однорідних та різнорідних сплавів 45

КОРОТКІ ПОВІДОМЛЕННЯ

Шльонський П.С. Зварювання вибухом мідно-
алюмінієвих труб за «зворотною схемою» 51

ХРОНІКА

С.І. Кучуку-Яценку – 90! 54

ІНФОРМАЦІЯ

По закордонним журналам
(Welding in the World № 7, 2020) 56
Установка АУНП-002 60

CONTENTS

Krivtsun I.V., Loboda P.I., Fomichov S.K., Kvasnytskyi V.V.
In Igor Sikorsky KPI established the E.O. Paton
Institute of Materials Science and Welding 3

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Golovko V.V., Yermolenko D.Yu., Stepanyuk S.M.,
Zhukov V.V., Kostin V.A. Influence of introduction of
refractory particles to welding pool on structure and
properties of weld metal 9

Yushchenko K.A., Bulat O.V., Svyagintseva G.V.,
Samoilenko V.I., Kakhovskiy Yu.M. Investigation of the
methods of modifying the structure of austenitic welds
and the zone of their fusion with pearlitic base metal 16

INDUSTRIAL

Pokhmursky V.I., Khoma M.S., Ryabtsev I.O.,
Pereplyotchikov Ye.F., Vynar V.A. Application of
plasma-powder and electric arc coatings to increase
tribocorrosion resistance of steels in aggressive
environment 20

Falchenko Yu.V., Petrushynets L.V., Polovetskyi Ye.V.
Peculiarities of producing Al-Ti bimetal sheet joints by
the method of vacuum diffusion welding 27

Bryzgalin A.G., Pekar Ye.D., Shlonskiy P.S.,
Tsarenko L.V. Improvement of service properties of
metal structures by explosion treatment 32

Ziakhor I.V., Zavertannyi M.S., Levchuk A.M.,
Kapitanchuk L.M. Peculiarities of formation of joints of
dissimilar high-temperature nickel-base alloys in friction
welding 38

Polieshchuk M.A., Matveiev I.V., Bovkun V.O.,
Adeeva L.I., Tunik A.Yu. Use of magnetic pulse welding
for joining plates from similar and dissimilar alloys 45

BRIEF INFORMATION

Shlyonskiy P.S. Explosion welding of copper-aluminium
pipes by the «reverse scheme» 51

NEWS

S.I. Kuchuk-Yatsenko – 90! 54

INFORMATION

According to foreign journals
(Welding in the World № 7, 2020) 56
Installation of AUNP-002 60



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:
Б.Є. Патон (головний редактор),
С.І. Кучук-Яценко (заст. гол. ред.),
В.М. Ліподаєв (штатний заст. гол. ред.)
О.М. Берднікова, Ю.С. Борисов,
В.В. Книш, В.М. Коржик, І.В. Кривцун,
Ю.М. Ланкін, Л.М. Лобанов,
С.Ю. Максимов, М.О. Пашин,
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.: (38044) 200 6302, 200 8277
Факс: (38044) 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com/ukr/journal/as

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

Рекомендовано до друку
редакційною колегією журналу

Свідоцтво про державну
реєстрацію KB 4788 від 09.01.2001

ISSN 0005-111X

DOI: <http://dx.doi.org/10.37434/as>

Передплата

Передплатний індекс 70031.

12 випусків на рік (видається щомісячно).

Друкована версія: 2400 грн. за річний комплект
з урахуванням доставки рекомендованою банделроллю.

Електронна версія: 2400 грн. за річний комплект
(випуски журналу надсилаються електронною поштою
у форматі .pdf або для IP-адреси комп'ютера
передплатника надається доступ до архіву журналу).

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:

B.E. Paton (Editor-in-Chief),
S.I. Kuchuk-Yatsenko (Deputy Editor-in-Chief),
V.M. Lipodaev (Staff Deputy Editor-in-Chief)
O.M. Berdnikova, Yu.S. Borisov,
V.V. Knysh, V.M. Korzhyk, I.V. Krivtsun,
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 Kasymyr Malevych Str.
Tel.: (38044) 200 6302, 200 8277
Fax: (38044) 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com/eng/journal/as

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

Order of the MES of Ukraine № 409 of 17.03.2020.

Recommended for printing editorial board of the Journal

Certificate of state registration
of KV 4788 dated 09.01.2001

ISSN 0005-111X

DOI: <http://dx.doi.org/10.37434/as>

Subscription

Subscription index 70031.

12 issues per year (issued monthly), back issues available.
\$180, subscriptions for the printed (hard copy) version,
air postage and packaging included.

\$150, subscriptions for the electronic version
(sending issues of Journal in pdf format
or providing access to IP addresses).

«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.

В КПІ ім. Ігоря Сікорського створено Інститут матеріалознавства та зварювання імені Є.О. Патона

Кривцун І.В., Лобода П.І., Фомічов С.К., Квасницький В.В.

Згідно наказу ректора, академіка НАН України, проф. Згуровського М.З., відповідно до Рішення Вченої ради в Національному технічному університеті України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» на базі Інженерно-фізичного (ІФФ) та Зварювального (ЗФ) факультетів і кафедри Лазерної техніки та фізико-технічних технологій Механіко-машинобудівного інституту (ММІ) з 1 липня 2020 р. розпочав роботу новостворений Інститут матеріалознавства та зварювання імені Є.О. Патона (E.O. Paton Institute of Materials Science and Welding), скорочена назва – ІМЗ ім. Є.О. Патона (E.O. Paton IMSW). Виконувачем обов'язків директора Інституту матеріалознавства та зварювання імені Є.О. Патона призначено члена-кореспондента НАН України, професора, д.т.н. Лободу П.І. Створений інститут не є звичайним об'єднанням матеріалознавчих факультетів та кафедр. За своєю сутністю він є новою сучасною формою учбово-науково-виробничої організації – кластером, діяльність якого передбачає тісне співробітництво з інститутами Національної академії наук України та промисловими підприємствами. При цьому основною ідеєю створення нового інституту не є звичайне об'єднання цих трьох, безумовно найважливіших напрямків діяльності, а досягнення певного синергетичного ефекту, коли внаслідок взаємодії окремих складових утворюється нова якість. Партнерами ІМЗ ім. Є.О. Патона є інститути ВФТПМ НАН України, в першу чергу, Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона, Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича, Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля, Фізико-технологічний інститут металів та сплавів. Серед промислових бізнес-партнерів стратегічні підприємства України, зокрема, група компаній «ПлазмаТек» – один з провідних виробників витратних матеріалів для зварювання, гірничо-металургій-

на компанія «Метінвест» – один із головних світових виробників основного конструкційного матеріалу – сталі. Головне завдання ІМЗ ім. Є.О. Патона є прискорення формування наукового світогляду інженерних і наукових кадрів шляхом тісного поєднання освітньої, наукової та практичної виробничої підготовки. Основою наукового світогляду є засвоєння принципів створення нових, або вибору із тих, що вже існують, матеріалів з необхідним комплексом фізичних, хімічних і технологічних властивостей, що забезпечують надійну експлуатацію виробів за визначених умов. Саме комплекс властивостей залежить від природи, атомно-кристалічної будови, мікроструктури, фазового складу матеріалу і безпосередньо впливає на параметри процесів обробки матеріалів або виготовлення деталей та вузлів сучасної техніки. Вибір параметрів технологічного процесу в першу чергу залежить від фізичних, хімічних та технологічних властивостей матеріалів. Тому вибір найбільш продуктивного, ресурсо- та енергозберігаючого процесу, найбільш безпечного для навколишнього середовища і природи в цілому для високотехнологічного виробництва, потребує знань щодо зв'язку між хімічним складом – параметрами технологічних процесів обробки чи виготовлення – мікроструктурою та властивостями матеріалу чи виробу, що забезпечують виконання заданих умовами експлуатації функцій. Такий підхід дозволить поєднати знання щодо створення, виробництва, експлуатації та утилізації матеріалів з найбільш тривалим надійним терміном експлуатації. Іншими словами, об'єднання зусиль науково-педагогічних колективів кафедр дозволить сформувати сучасний науковий світогляд щодо вибору як матеріалів, так і технологій, найбільш ефективного енергетичного, технічного, економічного та екологічного супроводження матеріалів на всіх стадіях створення

та життя нових матеріалів довготривалої експлуатації. Головною конкурентною перевагою ІМЗ ім. Є.О. Патона є те, що наукові напрямки діяльності кафедр охоплюють всі етапи життєвого циклу продукції на базі найсучасніших технологій, від розробки нових матеріалів з заданими характеристиками та створення деталей і конструкцій до вирішення проблем утилізації (рис. 1).

Головна мета об'єднання науково-педагогічного потенціалу, методичної та лабораторної бази кафедр інституту є створення умов для генерування наукових знань за безпосередньої участі здобувачів вищої освіти студентів (бакалаврів, магістрів), аспірантів та роботодавців. Головні теми для наукових досліджень передбачається знаходити виходячи з конкретних технологічних проблем виробників промислової продукції. Для підсилення як науково-педагогічного потенціалу, так і лабораторної бази передбачається тісна співпраця з інститутами НАН України. Починаючи з 2 курсу науковці інститутів НАН України зможуть відбирати та керувати кваліфікаційними науковими роботами бакалаврів, магістрів та докторів філософії. Таким чином, в сфері освіти забезпечується нова якість підготовки фахівців згідно з трирівневою системою відповідно до схеми «бакалавр – магістр – PhD». Така підготовка відбуватиметься у щільній співпраці з академічними інститутами, які, в свою чергу, потребують залучення молодих наукових кадрів, а також з промисловими підприємствами-партнерами, яким вкрай необхідні молоді, гарно підготовлені та висококваліфіковані інженери. При цьому така підготовка буде здійснюватися в межах

великих науково-технічних та науково-виробничих проектів, які реалізуватимуться ІМЗ ім. Є.О. Патона спільно з академічними інститутами та бізнес-партнерами. Іншими словами, навчання буде фактично відбуватися в умовах, максимально наближених до реального виробництва. Це дозволить суттєво підвищити рівень та якість підготовки випускників – фахівців, які будуть більш адаптовані для подальшої роботи як в науці, так і в промисловості. В сфері науки головною проблемою сьогодення України є нестача здібних і талановитих молодих вчених – фахівців, здатних вирішувати складні завдання, що висуваються сучасною наукою, в першу чергу, матеріалознавчих. Створення в рамках ІМЗ ім. Є.О. Патона нових лабораторій, їх оснащення за фінансової підтримки бізнес-партнерів надсучасним дослідницьким обладнанням, дозволить реалізувати спільні з інститутами НАН України партнерами широкомасштабні науково-технічні проекти, зокрема, і міжнародні з залученням до їх виконання молодих людей – студентів, які здатні вирішувати складні завдання сучасного матеріалознавства. Щодо сфери виробництва, то в межах новостворених лабораторій ІМЗ ім. Є.О. Патона здійснюватимуться не лише фундаментальні дослідження, результати яких забезпечать вагомий внесок в сучасне матеріалознавство, але і прикладні, технологічні дослідження, спрямовані на вдосконалення існуючих та створення нових виробничих технологій отримання, обробки та з'єднання матеріалів. При цьому проблематика фундаментальних досліджень повинна бути сформована на основі запитів та невирішених питань виробництва з метою

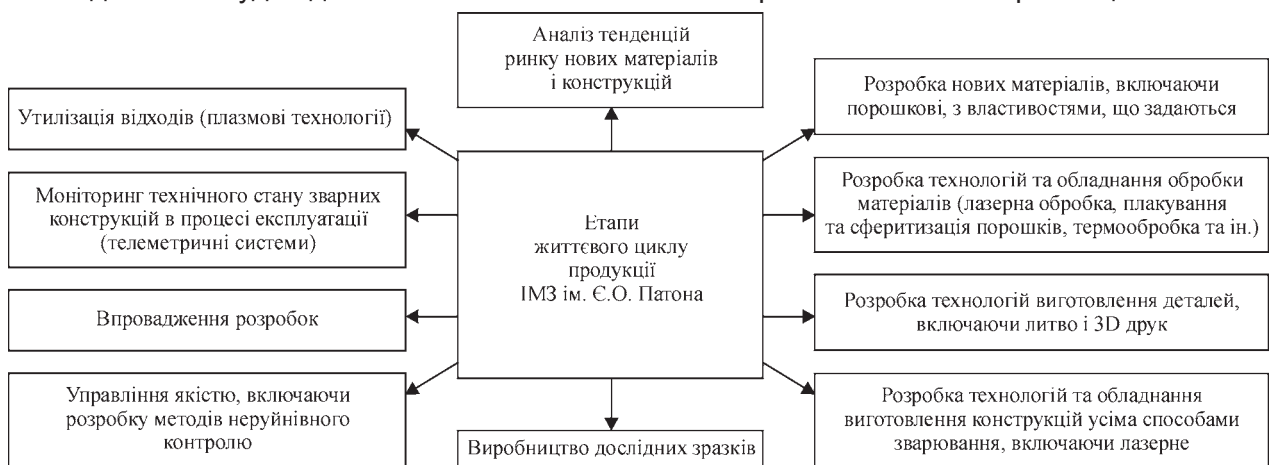


Рис. 1. Етапи життєвого циклу продукції, які охоплюються напрямками діяльності ІМЗ ім. Є.О. Патона

розв'язання існуючих проблем та підвищення продуктивності виробничих процесів, забезпеченні ресурсозбереження і подовження строку експлуатації виробів та конструкцій, що забезпечить створення нових проривних технологій та ефективного використання енергетичних і трудових ресурсів, створення нових матеріалів. Результати таких досліджень мають бути використані при створенні технологічних процесів та обладнання для їх реалізації не лише на промислових підприємствах – партнерах, а і на інших виробничих підприємствах України та світу. Згідно запропонованої концепції і відбувалося формування організаційної структури ІМЗ ім. Є.О. Патона, яка була затверджена на засіданні Вченої ради КПІ ім. Ігоря Сікорського 30 червня 2020 р. (рис. 2).

ІМЗ ім. Є.О. Патона створений на базі 9 кафедр трьох факультетів КПІ ім. Ігоря Сікорського, зокрема:

- Лазерної техніки та фізико-технічних технологій – MMI;
- Високотемпературних матеріалів та порошкової металургії – ІФФ;

- Ливарного виробництва чорних і кольорових металів – ІФФ;
- Металознавства та термічної обробки – ІФФ;
- Фізико-хімічних основ технології металів – ІФФ;
- Фізики металів – ІФФ;
- Зварювального виробництва – 3Ф;
- Електрозварювальних установок – 3Ф;
- Інженерії поверхні – 3Ф.

Шляхом об'єднання кафедр Електрозварювальних установок та Інженерії поверхні (ЗФ) в рамках ІМЗ ім. Є.О. Патона створена нова потужна кафедра Смарт технологій з'єднань та інженерії поверхні. Перспективність створення ІМЗ ім. Є.О. Патона пов'язана з розширенням можливостей окремих структурних підрозділів, що входять до його складу. Зокрема, таке об'єднання створює передумови для підсилення науково-інноваційного та освітнього потенціалу структурних підрозділів, надає можливість виконання викладачами і науковими співробітниками залучених кафедр крупних комплексних стратегічних наукових і освітніх проектів державно-цивілізаційного

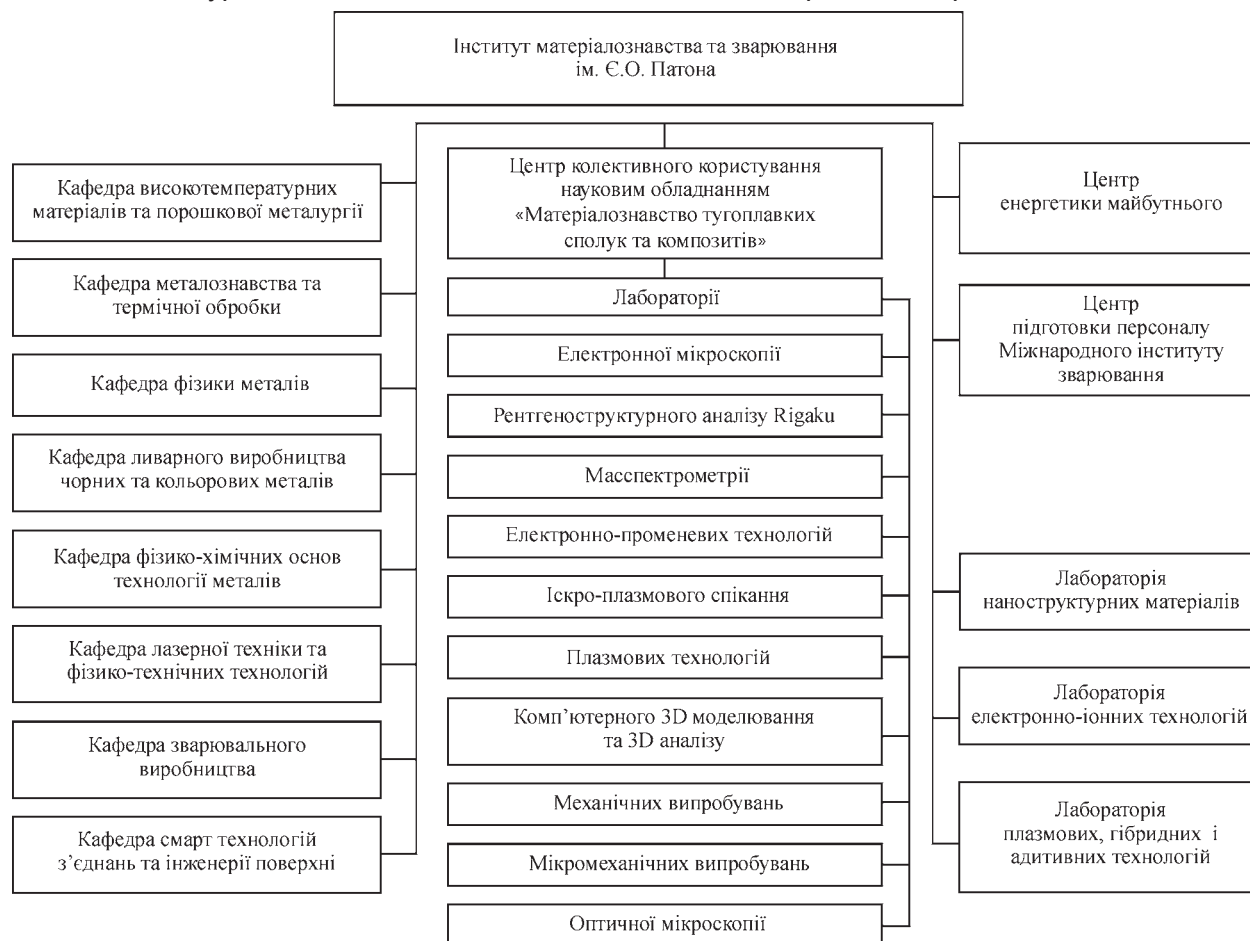


Рис. 2. Організаційна структура Інституту матеріалознавства та зварювання імені Є.О. Патона

рівня, включаючи якість життя. Окрім того, забезпечується скорочення процесу отримання нового інноваційного конкурентоспроможного продукту з одночасним синергетичним підсиленням задіяних провідних наукових шкіл та зміцненням і підвищенням професійності науково-педагогічного потенціалу підрозділів. Це є вкрай важливим, оскільки згідно даних QS World University Rankings 2020, КПІ ім. Ігоря Сікорського посідає четверте місце серед українських вищих навчальних закладів (ВНЗ), які увійшли до рейтингу найкращих університетів світу. При укладанні рейтингу автори керуються низкою критеріїв, таких як академічна репутація закладу, індекс цитування статей його викладачів та співробітників, відсоток іноземних студентів, репутація ВНЗ серед роботодавців тощо. Однак, згідно аналізу, наявна вітчизняна мережа ВНЗ видається недостатньо результативною й ефективною через її «замкненість у собі», а сучасний університет світового класу передбачає реальне й відчутне перебування відповідного наукововиробничо-освітнього закладу в глобальному просторі. Згідно Положення про акредитацію освітніх програм, за якими здійснюється підготовка здобувачів вищої освіти, затвердженого Наказом Міністерства освіти і науки України, від 11 липня 2019 р. № 977, проведений самоаналіз відповідності кафедр вимогам Національного агентства із забезпечення якості вищої освіти (НАЗЯВО), результати якого свідчать про не повну відповідність діючим вимогам окремих кафедр. Тому, створення ІМЗ ім. Є.О. Патона є одним із засобів подолання відставання КПІ ім. Ігоря Сікорського від передових університетів світу та забезпечення повної відповідності якості підготовки студентів кафедрами інституту і діючих освітніх програм всіх рівнів Критеріям оцінювання якості освітніх програм, прийнятим НАЗЯВО. Широке об'єднання та залучення інститутів НАН України та підприємств роботодавців до реалізації освітнього процесу в ІМЗ ім. Є.О. Патона створює передумови для покращення результатів діяльності згідно критеріїв щодо доступу до освітніх програм та визнання результатів навчання, людських ресурсів, освітнього середовища та матеріальних ресурсів, внутрішнього забезпечення якості освітніх програм, прозорості та публічності,

навчання через дослідження. Це сприятиме поглибленню інтернаціоналізації університету, посиленню міжнародної компоненти в усіх складових його діяльності, зокрема, і залученню до навчання більшої кількості іноземних студентів та запрошенню відомих іноземних науковців і викладачів для участі в навчальному процесі з одночасним розширенням участі співробітників інституту в міжнародних проєктах. Світові тенденції в вищій освіті свідчать про необхідність створення в рамках університету сприятливих умов для самореалізації студентів, молодих викладачів та вчених, забезпечення постійного вдосконалення знань фахівців протягом всього життя, що є одним з найважливіших завдань створення ІМЗ ім. Є.О. Патона. Швидка орієнтація структурних підрозділів інституту в підготовці фахівців вищої кваліфікації на виклики світового ринку, з урахуванням вимог роботодавців та промисловості України, забезпечується шляхом реалізації в рамках ІМЗ ім. Є.О. Патона сучасних методів управління, що включає і проєктний менеджмент. Такий підхід дозволяє суттєво підвищити якість наукових та освітніх проєктів новоствореного інституту як на етапі їх підготовки до подання, так і на етапі реалізації. З іншого боку, об'єднання надає нові розширені можливості студентам та співробітникам кафедр по підвищенню ефективності навчального процесу та наукових досліджень за рахунок спільного використання сучасної лабораторної бази кафедр інституту та створених в рамках ІМЗ ім. Є.О. Патона спільних з організаціями і підприємствами центрів та навчально-наукових лабораторій, оснащених сучасним обладнанням. Це забезпечує не тільки підвищення якості підготовки фахівців кафедрами інституту, а також сприяє розширенню компетентності випускників при вирішенні триєдиної задачі матеріал – обробка – з'єднання. З цією метою в структуру ІМЗ ім. Є.О. Патона включені наукові центри та лабораторії. Зокрема, до складу Центру колективного користування науковим обладнанням «Матеріалознавство тугоплавких сполук та композитів» входять лабораторії: електронної мікроскопії; рентгеноструктурного аналізу Rigaku; маспектрометрії; електронно-променевої технології; іскро-плазмового спікання; плазмових технологій; комп'ютерного 3D мо-



Рис. 3. Студенти працюють в лабораторії оптичної мікроскопії (а); лабораторія електронної мікроскопії (б); проведення досліджень в лабораторії рентгеноструктурного аналізу Rigaku (в); комп'ютеризована установка РМ-300 для плазово-порошкового наплавлення в лабораторії електронно-іонних технологій (г)

делювання та 3D аналізу; механічних випробувань; мікромеханічних випробувань; оптичної мікроскопії. В рамках інституту діють Центр енергетики майбутнього, Центр підготовки персоналу згідно з вимогами Міжнародного інституту зварювання та спільні навчально-наукові лабораторії: наноструктурних матеріалів; електронно-іонних технологій; плазових, гібридних і адитивних технологій (рис.3).

Створені наукові центри та лабораторії сприяють вирішенню як наукових, так і освітніх завдань ІМЗ ім. Є.О. Патона. Вони дозволяють підсилити наукову складову за рахунок залучення до наукового колективу не лише викладачів кафедр, а і наукових співробітників провідних дослідницьких інститутів, підприємств та організацій України, забезпечують створення наукової експериментальної бази колективного користування із залученням сучасного обладнання для проведення науково-дослідних робіт, підсилюють конкурентоспроможність ІМЗ ім. Є.О. Патона при підготовці спільних проєк-

тів в рамках державних та міжнародних наукових програм. В освітній сфері функціонування таких структур сприяє вдосконаленню існуючих та створенню нових програм навчальних курсів для студентів, які враховують сучасний досвід та потреби установ, що входять до складу Національної академії наук України, передових компаній та підприємств, полегшує впровадження в навчальний процес сучасних навчальних технологій, створює підґрунтя для залучення відомих українських та міжнародних вчених для викладання циклів лекцій для студентів інституту (рис.4), проведення спеціалізованих лабораторних робіт на унікальному обладнанні.

Окрім цього, наявність тісної співпраці колективу ІМЗ ім. Є.О. Патона з науковцями інститутів НАН України та провідних підприємств сприяє підвищенню якості навчально-методичних матеріалів кафедр, полегшує організацію тривірневої системи підготовки фахівців за схемою бакалавр – магістр – PhD, надає можливість здійснювати підготовку фахівців всіх



Рис. 4. Юрій Гогоці – всесвітньо відомий випускник ІФФ КПІ, д.т.н, проф., засновник Інституту нанотехнологій Університету Дрекселя (Філадельфія, США), номінант на Нобелівську премію в галузі фізики 2019 р., проводить відкриту лекцію в КПІ ім. Ігоря Сікорського (2020 р.).

рівнів під спільним науковим керівництвом. Не менш важливою є інноваційна складова в роботі інституту. Таке широке об'єднання дозволяє інтенсифікувати процес оприлюднення результатів наукових досліджень, сприяє зосередженню спільних зусиль в організації конференцій, семінарів, публікації результатів у відомих наукових виданнях, що забезпечує ефективне інформування підприємств та виробників про створені нові матеріали та технології, сприяє обміну досвідом з провідними фахівцями України та світу. Така робота сприяє розбудові кадрового потенціалу університету та відповідних наукових шкіл. Загалом, наявність в структурі інституту таких наукових центрів та лабораторій сприяє залученню підприємств та організацій роботодавців до реалізації навчального процесу та наукової роботи студентів та аспірантів, забезпечує підвищення якості виконання студентами кваліфікаційних робіт всіх рівнів та отримання ними практичних навичок дослідницької роботи, вдосконаленню викладання навчальних дисциплін з урахуванням сучасних вимог науки, промисловості та роботодавців. ІМЗ ім. Є.О. Патона входить до складу спільного німецько-українського факультету (Університет Отто Фон Геріке), бере участь в програмі подвійного диплому з Федеральним університетом Уберландія (Бразилія). Вкрай важливе завдання покладене на Центр підготовки персоналу Міжнародного інституту зварювання (МІЗ), який є акредитованим Навчальним центром МІЗ з підготовки міжнародних сертифікованих фахівців-зварників за програмами підготовки: International Welding Engineer, International Welding Technologist,

International Welding Inspector. Ним забезпечується підвищення рівня підготовки не лише бакалаврів, магістрів та аспірантів ІМЗ ім. Є.О. Патона та інших інженерних факультетів КПІ ім. Ігоря Сікорського, а і дипломованих фахівців підприємств і організацій, що працюють в напрямку зварювання. Розвитку цього напрямку діяльності сприяє залучення провідних фахівців України до створення новітньої методичної бази, яка відповідає світовим вимогам, включаючи підручники для навчання міжнародних інженерів, технологів і інспекторів зварників відповідно до вимог Міжнародного інституту зварювання з урахуванням тенденцій розвитку зварювальної науки, техніки і технологій. Таким чином, створення ІМЗ ім. Є.О. Патона забезпечить існування в КПІ ім. Ігоря Сікорського сучасного навчально-наукового центру міжнародного рівня з розробки нових матеріалів і інтелектуальних технологій їх з'єднання на основі об'єднання потенціалу провідних наукових шкіл КПІ ім. Ігоря Сікорського в галузі матеріалознавства, металургії, зварювання, інженерії поверхні і лазерних технологій, а також забезпечення якості матеріалів, виробів та конструкцій. А основною перевагою новоствореної структури є можливість забезпечення повного життєвого циклу матеріалів, що об'єднує їх створення, виробництво, з'єднання, застосування та утилізацію. Такий підхід дозволить ІМЗ ім. Є.О. Патона виконувати розширене коло наукових та інноваційних проектів та підвищить внесок української науки в сучасне світове матеріалознавство.

ВПЛИВ ВВЕДЕННЯ ТУГОПЛАВКИХ ЧАСТОК ДО ЗВАРЮВАЛЬНОЇ ВАННИ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛУ ШВІВ

В.В. Головка, Д.Ю. Єрмоленко, С.М. Степанюк, В.В. Жуков, В.А. Костін

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

Виконані дослідження впливу зміни розмірів первинних дендритів в структурі металу швів на їх вторинну мікроструктуру та механічні властивості. Показано, що збільшення ширини дендритів супроводжується підвищенням температури початку бейнітного перетворення, але вміст в мікроструктурі швів низькотемпературного бейніту при цьому підвищується. Встановлена можливість впливу інокулювання до зварювальної ванни дисперсними частинками тугоплавких сполук на відношення між вмістом в мікроструктурі швів складових з грубоголастою та дрібноголастою морфологією і відповідно на механічні властивості зварних швів. Бібліогр. 9, табл. 4, рис. 10.

Ключові слова: зварні шви, мікроструктура, дендрити, бейнітне перетворення, інокулювання, тугоплавкі сполуки, механічні властивості

Метал швів при зварюванні низьколегованих сталей може почати свою кристалізацію у вигляді δ -фериту чи аустеніту. З результатів, наведених в роботі [1] видно, що при швидкостях охолодження сталевих розплавів, характерних для металу зварних швів, кристалізація починається зі структури δ -фериту, з якою при подальшому охолодженні відбуваються твердотільні перетворення. З фазової діаграми Fe–C витікає, що при температурах біля 1400 °C починається утворення аустеніту. Центрами зародження аустеніту, як правило, слугують границі дендритів [2]. Автори роботи [3] висловили припущення щодо утворення аустеніту в результаті перитектичної реакції між розплавом і δ -феритом на високоенергетичних границях дендритів (рис. 1). Важливий результат цього перетворення полягає в розмірі первинної структури, тому що саме цей показник є одним з ключових факторів, які впливають на характер формування вторинної структури.

В роботі [4] показано, що зерна δ -фериту мають стовпчасту морфологію і розмір аустенітних

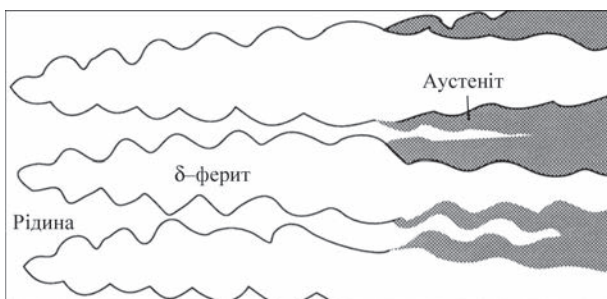


Рис. 1. Схема формування зерен аустеніту на границях дендритів в результаті перитектичної реакції [3]

зерен залежить від ширини дендритів. З метою розширення уявлень стосовно особливостей формування вторинної структури в металі швів низьколегованих сталей були проведені спеціальні дослідження.

Вплив інокулянтів на вторинну структуру металу швів

Методика експериментів

Для вивчення кінетики розпаду переохолодженого аустеніту в металі досліджуваних швів були проведені дилатометричні випробування. В ході цих випробувань металеві зразки піддалися нагріву і охолодженню за заданими термічними циклами. В процесі термічного впливу відбувався запис дилатометричних даних. Зразки кожного металу швів були піддані нагріву до 1170 °C та охолодженню. Було обрано п'ять термічних циклів, які відрізнялися швидкістю охолодження в діапазоні температур 600...500 °C ($w_{65} = 45; 30; 17; 10; 5$ °C/c). Випробування проводилися на установці Gleeble 3800.

В роботі було застосовано розроблену авторами методику аналізу дилатометричних даних. Для визначення критичних температур структурно-фазових перетворень дилатометричні дані представляють у вигляді графіку залежності змінення лінійного розміру (діаметру) металевих зразків в процесі охолодження (рис. 2, а). До лінійних ділянок отриманої дилатограми, що відповідають закону теплового розширення фериту чи аустеніту, відкладають дотичні [5]. Температурні точки, в яких дотичні починають відхилятися від експериментальної дилатометричної кривої, позначають як критичні температури (T_n та T_k) структурно-фазових перетворень.

Головка В.В. – <https://orcid.org/0000-0002-2117-0864>, Єрмоленко Д.Ю. – <https://orcid.org/0000-0002-1215-1522>, Степанюк С.М. – <https://orcid.org/0000-0001-8876-9153>, Костін В.А. – <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>

© В.В. Головка, Д.Ю. Єрмоленко, С.М. Степанюк, В.В. Жуков, В.А. Костін, 2020

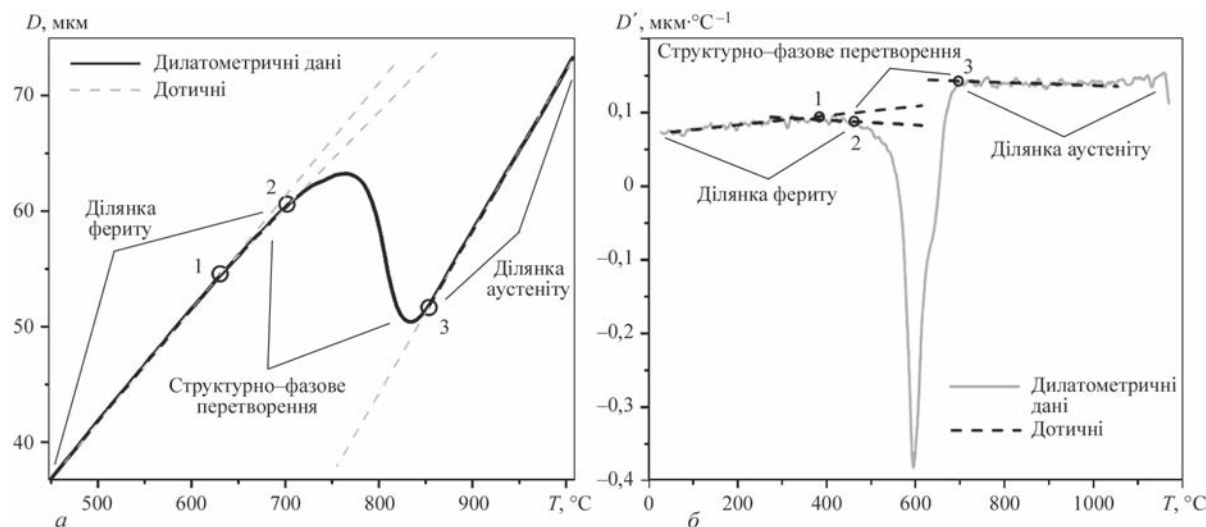


Рис. 2. Методи визначення критичних температур структурно-фазового перетворення методом дотичних: а – на графіку залежності дилатометричних даних від температури; б – на графіку залежності першої похідної дилатометричних даних від температури (точки 1–3 – критичні температури перетворення, які можна отримати методом дотичних)

Однак цей метод має не достатньо високу точність [6] і цілком залежить від вибору температурної ділянки для проведення дотичної. Більш чутливим є метод, в якому для проведення дотичних використовують криві залежності першої похідної дилатометричних даних від температури [7]. Слід відзначити, що, як видно на рис. 2, б, цей метод також чутливий до вибору лінійної ділянки на кривій дилатометричних даних.

Теплове розширення твердих тіл не є лінійною залежністю від температури і на формування остаточної залежності впливає багато чинників [8]. Тому для визначення критичних температур, при яких на фоні теплового розширення спостерігається зворотна зміна лінійного розміру, що обумовлена перебудовою кристалічної решітки при структурно-фазовому перетворенні, ми використали апроксимування для ділянок, що відповідають температурній залежності лінійного теплового розширення.

Найбільш точні результати показали емпіричні залежності у вигляді поліномів непарних ступенів наступного вигляду (рис. 3):

$$F(T) = a_1 T + a_2 T^3 + a_3 T^5 + a_4 \quad (1)$$

де $F(T)$ – функція залежності теплового розширення фериту чи аустеніту; T – температура; a_{1-4} – константи апроксимації.

На підставі запропонованої методики було запропоновано використовувати показник T_v для визначення характеристик перетворення. T_v – це температура максимальної інтенсивності перетворення (див. рис. 3, б). Ця характеристика має кореляцію з температурами початку та кінця перетворення, та може бути використана як окремий додатковий показник перетворення.

Для кожного металу шва визначені з діаграм значення температур фазових перетворень порівнювали з результатами металографічного аналізу мікроструктури. Схема відбору зразків для дослідження та методи їх травлення для металографічного аналізу наведено в розділі 1 [4].

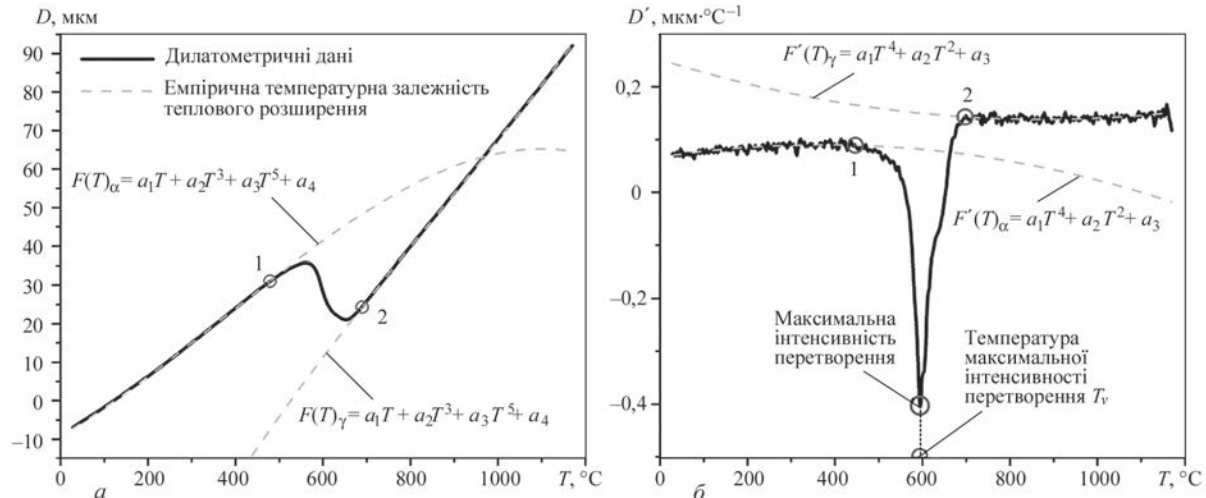


Рис. 3. Апроксимаційний метод аналізу дилатометричних даних: а – апроксимація дилатометричних даних; б – апроксимація першої похідної (1, 2 – критичні температури перетворення)

Таблиця 1. Результати визначення температур фазових перетворень в металі швів

Шов	$A_{\delta\gamma}, ^\circ\text{C}$	$B_s, ^\circ\text{C}$	$B_f, ^\circ\text{C}$	$\Delta B, ^\circ\text{C}$	$\Delta A, ^\circ\text{C}$	$T_p, ^\circ\text{C}$
БЛ	870	603,07	443,07	160,00	266,93	567
FeTi	869	583,90	423,10	160,80	285,10	493
TiN	853	589,88	403,04	186,84	263,12	487
VC	863	603,03	412,07	190,96	259,97	549
NbC	893	582,01	431,07	150,94	310,99	534
SiC	851	644,17	435,06	209,11	206,83	540
TiC	870	648,27	435,18	213,09	221,73	562
TiO ₂	885	666,42	431,22	235,2	218,58	559
Al ₂ O ₃	890	656,52	437,26	219,26	233,48	559
MgO	873	680,36	457,18	223,18	192,64	574
ZrO ₂	867	687,36	458,07	229,29	179,64	570

Примітки. $A_{\delta\gamma}$ – температура початку δ - γ -перетворення; B_s – температура початку бейнітного перетворення; B_f – температура закінчення бейнітного перетворення; ΔB – температурний діапазон бейнітного перетворення; ΔA – температурний діапазон δ - γ -перетворення.

Вплив на температуру структурних перетворень

Впливу неметалевих включень на формування мікроструктури зварних швів присвячено велика кількість робіт. В цих роботах наведено результати термодинамічного моделювання, дані експериментальних робіт щодо цієї проблеми, однак, на сьогодні не має узагальненого уявлення про механізми впливу дисперсних включень на формування структури металу зварних швів. В зв'язку з невизначеністю умов, які визначають вміст, склад та морфологію неметалевих включень в рідкому металі доцільно проводити експерименти, в яких до зварювальної ванни штучно введено певна кількість хімічно чистих сполук визначеного розміру, з відомими фізико-хімічними показниками. Інокулюван-

ня до зварювальної ванни дисперсних частинок певних тугоплавких сполук дозволило дослідити особливості їх впливу на розмір структурних складових металу швів.

В табл. 1 наведено результати аналізу результатів дилатометричних досліджень, а також визначення температури максимальної інтенсивності перетворення (T_p), виконаних за наведеними вище методиками.

Вторинна структура металу швів

Металографічні дослідження виконували на світловому мікроскопі «Neophot-30» з реєстрацією зображення на екрані комп'ютера.

Результати металографічного аналізу показали, що основними структурними складовими металу всіх досліджених швів є верхній та нижній бейніт, різні морфології фериту (голчастий, полігональ-

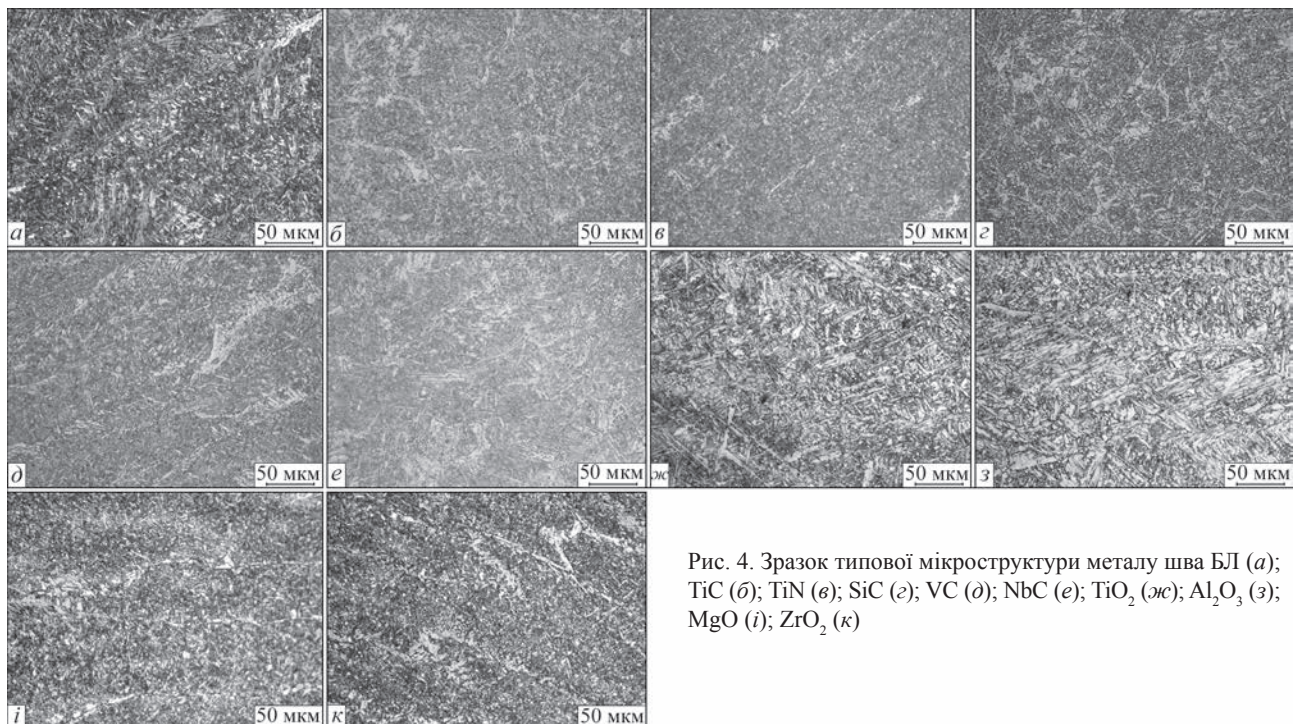


Рис. 4. Зразок типової мікроструктури металу шва БЛ (а); TiC (б); TiN (в); SiC (г); VC (д); NbC (е); TiO₂ (ж); Al₂O₃ (з); MgO (и); ZrO₂ (к)

Таблиця 2. Вміст основних структурних складових в металі швів

Шов	Ферит					Бейніт		Інші
	голчастий	полігональний	внутри-зеренний	глобулярний	Відманшtedта	верхній	нижній	
БЛ	10	12	8	16	4	15	26	9
FeTi	6	7	9	17	8	18	30	5
TiC	14	9	9	9	3	19	30	7
TiN	12	10	20	19	16	6	13	4
SiC	5	8	12	16	5	18	33	3
VC	6	9	14	14	14	19	21	3
NbC	7	12	10	6	18	21	15	11
TiO ₂	15	7	15	17	6	17	18	5
Al ₂ O ₃	4	19	18	7	15	15	15	7
MgO	18	10	11	10	3	10	33	5
ZrO ₂	20	15	8	6	3	13	30	5

ний, внутризеренний, глобулярний, Відманшtedта) та мартенсит. Склад структурних складових наведено в табл. 2. На рис. 4 наведено типові зрази вторинної структури металу швів.

Стосовно особливостей структури окремих швів слід відзначати, що метал шва БЛ характеризується дрібнозернистою структурою при деякій її фрагментації та формуванням внутриоб'ємних дисперсних фаз.

В металі шва FeTi сформована нерівномірна структура (дрібнозернистий нижній бейніт і грубопластинчастий бейніт верхній) при незначній її фрагментації з утворенням як внутриоб'ємних дисперсних фаз, так і їх скупчень по границям.

Структура металу шва TiC складається в основному з бейнітно-феритних складових при незначній фрагментації. Структура металу шва SiC містить в основному бейнітно-феритну складову при незначній її фрагментації з розширеним спектром внутриоб'ємних дисперсних фаз і наявністю фазових виділень по границям рейкової структури.

Мікроструктура металу шва Al₂O₃ складається в основному з бейнітно-феритної структури при незначній її фрагментації і розширеним спектром

внутриоб'ємних дисперсних фаз та наявністю фазових виділень по границям рейкової структури.

В металі шва ZrO₂ формується в основному однорідна бейнітно-феритна структура при наявності дисперсних фазових виділень у внутрішніх об'ємах бейнітної структури, а також по границям фрагментованих структур.

Вплив на механічні властивості

Хімічний склад металу швів наведено в табл. 3 разом з показниками еквіваленту вуглецю, який було розраховано відповідно до стандарту EN1011-2 [9]. Результати визначення механічних властивостей металу швів показано в табл. 4. З наведених результатів видно, що за хімічним складом метал досліджених швів відповідає низьколегованим сталям. Введення до зварювальної ванни певних інокулянтів позначилось тільки на вмісті алюмінію та титану в металі швів, що можна пояснити особливостями процесів розкислення під впливом введених з'єднань.

Результати, наведені в табл. 4, свідчать, що введення до зварювальної ванни частинок тугоплавких з'єднань справляє помітний вплив на механічні властивості металу швів. Такий вплив пов'язано

Таблиця 3. Хімічний склад металу досліджених швів, мас. %

Шов	C	Si	Mn	S	P	Ni	Mo	Al	Ti	Zr	CE _w
БЛ	0,034	0,340	1,21	0,021	0,020	2,13	0,28	0,028	0,013	н\в	0,356
FeTi	0,036	0,335	1,22	0,022	0,021	2,14	0,26	0,038	0,029	"	0,390
TiN	0,035	0,317	1,24	0,019	0,009	2,15	0,26	0,036	0,021	"	0,357
VC	0,052	0,227	1,21	0,022	0,021	2,13	0,25	0,027	0,004	"	0,384
NbC	0,049	0,253	1,19	0,021	0,020	2,15	0,27	0,029	0,003	"	0,387
SiC	0,053	0,351	1,20	0,020	0,025	2,12	0,26	0,025	0,004	"	0,365
TiC	0,046	0,340	1,25	0,021	0,019	2,15	0,24	0,023	0,021	"	0,370
TiO ₂	0,035	0,405	1,24	0,018	0,021	2,17	0,27	0,031	0,027	"	0,332
Al ₂ O ₃	0,034	0,424	1,26	0,019	0,023	2,15	0,29	0,042	0,015	"	0,315
MgO	0,031	0,227	1,21	0,025	0,024	2,15	0,29	0,023	0 ",013		0,297
ZrO ₂	0,033	0,223	1,25	0,024	0,024	2,14	0,30	0,024	0,013	0,06	0,303

Таблиця 4. Механічні властивості металу досліджених швів

Шов	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCV , Дж/см ² при T , °C			
					20	0	–20	–40
БЛ	685	610	15	54	97	87	75	53
FeTi	747	690	19	60	74	69	63	61
TiC	716	644	19	63	110	97	85	73
TiN	712	580	5,3	14,7	55	47	40	–
SiC	726	650	21	62	85	72	65	61
VC	780	706	14	56	57	55	52	–
NbC	820	757	18	57	45	39	31	–
TiO ₂	709	636	19	57	85	72	60	50
Al ₂ O ₃	728	621	17	54	82	58	50	36
MgO	644	586	19	60	103	85	69	60
ZrO ₂	649	592	21	64	97	91	84	76

зі змінами в структурі металу, розгляду яких присвячена ця робота.

Аналіз результатів дослідження

В роботі [4] було показано, що введення до зварювальної ванни дисперсних частинок тугоплавких сполук впливає на розмір як дендритів, так і зерен первинного аустеніту. Як видно з табл. 2, суттєву частку складових мікроструктури досліджених швів становлять морфологічні форми бейніту. На рис. 5 наведено результати співставлення розмірів дендритів, які утворилися на перших етапах процесу кристалізації зварювальної ванни [4], з температурою початку бейнітного перетворення.

Як видно з наведених даних, зі збільшенням ширини дендритів зростає температура початку бейнітного перетворення. Відповідно з сучасними уявленнями щодо формування бейнітної структури зародження цієї фази може бути ініційовано або з границь аустенітних зерен, або з середини. Якщо в першому випадку зародження нової фази контролюється щільністю дислокацій на границях зерен, то в другому – наявністю центрів зародження нової фази в тілі зерен первинної структури. Такими центрами можуть служити такі тугоплавкі включення, як оксиди магнію, титану, алюмінію, а також карбіди кремнію та титану (рис. 6), що були захоплені фронтом кристалізації.

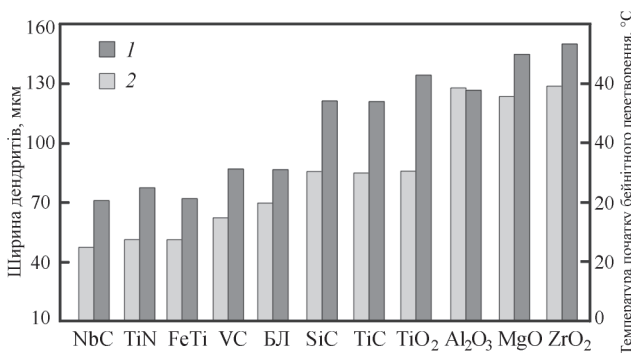


Рис. 5. Зміна температури початку бейнітного перетворення (1) в залежності від ширини дендритів (2) в первинній структурі металу швів

Швидкість дифузії вуглецю на міжфазну границю в процесі δ - γ -перетворення впливає на формування нижнього бейніту в мікроструктурі металу швів. Як видно з наведених даних, мікроструктура швів, до складу яких було інокульовано оксиди магнію та цирконію, карбіди ванадію та кремнію, містить підвищену кількість нижнього бейніту. В низьколегованих сталях нижній бейніт характеризується як структурна складова, яка дозволяє забезпечити формування металу з високим рівнем в'язкості при збереженні відповідної міцності.

Дві форми бейніту в металі низьколегованих сталей відрізняються як характером формування карбідної фази, так і своєю морфологією. Якщо при утворенні верхнього бейніту значна частина вуглецю дифундує на границі феритних зерен, де виділяється у вигляді цементиту, то для нижнього бейніту характерним є виділення дрібних карбідів в тілі феритних зерен. Нижній бейніт формується у вигляді дрібногочастої структури з малокутовими границями зерен. Така структура має підвищену стійкість проти розвитку крихких тріщин. Структура верхнього бейніту складається з більш грубих голок з підвищеним розорієнтуванням зерен. Збільшення в швах структури верхнього бейніту разом з другою грубогочастою структурною складовою – феритом Відманшtedта – сприяє підвищенню показників міцності металу, але знижує його в'яз-

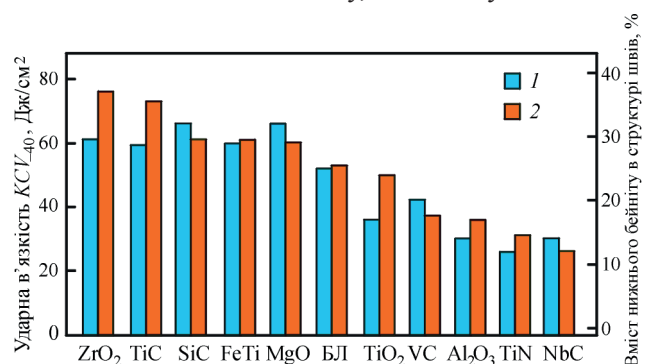


Рис. 6. Вміст нижнього бейніту в структурі (1) та ударна в'язкість (2) металу швів в залежності від складу інокулянту

кість. Характер впливу сумарного вмісту в структурі верхнього бейніту і фериту Відманшtedта на межі міцності металу швів показано на рис. 7.

Отримані результати показали, що зміна морфології дендритів на початкових етапах кристалізації при інокулюванні до зварювальної ванни дисперсних частинок тугоплавких сполук, яка була докладена в роботі [4], впливає на особливості формування вторинної мікроструктури і комплекс механічних властивостей металу швів.

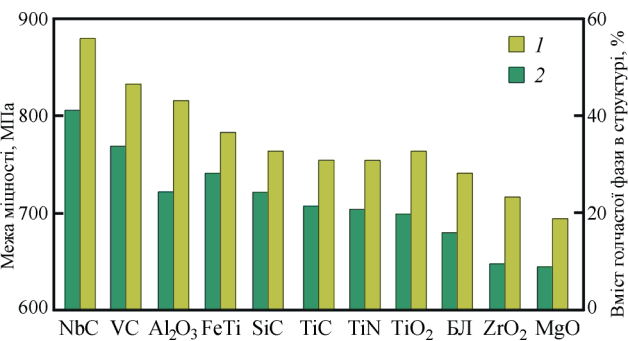


Рис. 7. Характер впливу вмісту грубого фази (1) на межі міцності металу швів (2)

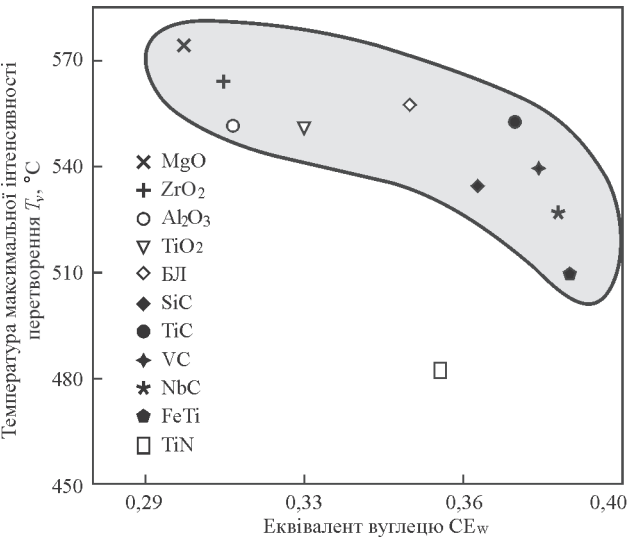


Рис. 8. Вплив хімічного складу металу швів СЕ_W на температуру перетворення T_v

На підставі застосування запропонованого параметра перетворення T_v було встановлено вплив легування (вуглецевий еквівалент СЕ_W) на температуру перетворення T_v (рис. 8).

Було встановлено, зі зниженням вуглецевого еквіваленту СЕ_W температура перетворення T_v підвищується нелінійно. Показано, що інокулювання до металу швів оксидів MgO, ZrO₂, TiO₂ підвищує температуру T_v, тоді як введення карбідів TiC, SiC та NbC, навпаки, знижує її. Різниця у температурах перетворення складає від 20 до 50 °C.

Показано, що показник температури T_v може бути застосовано для аналізу співвідношення структурних складових у металі швів ВМНЛ сталей, як це показано на рис. 9.

Було встановлено, що зниження температури T_v підвищує частку бейнітних голчастих структур. У найбільшій мірі на підвищення частки голчастих бейнітних структур впливають карбіди SiC та NbC, що супроводжується відповідним підвищенням міцності металу швів (табл. 4, рис. 6) та зниженням рівня ударної в'язкості металу швів (табл. 4, рис. 7 та 10).

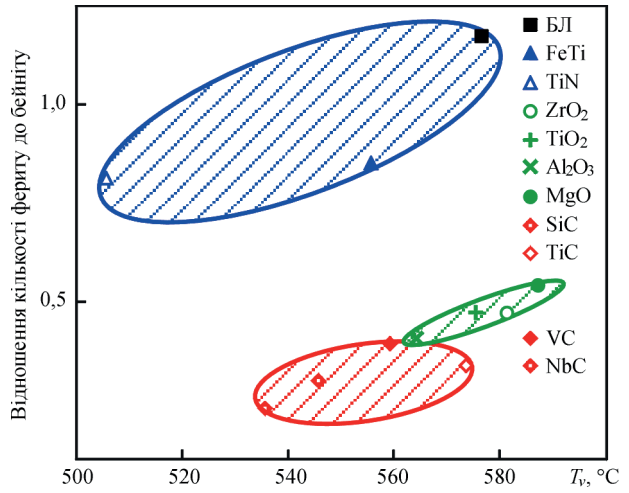


Рис. 9. Вплив температури перетворення T_v на співвідношення структурних (Ф/Б) складових

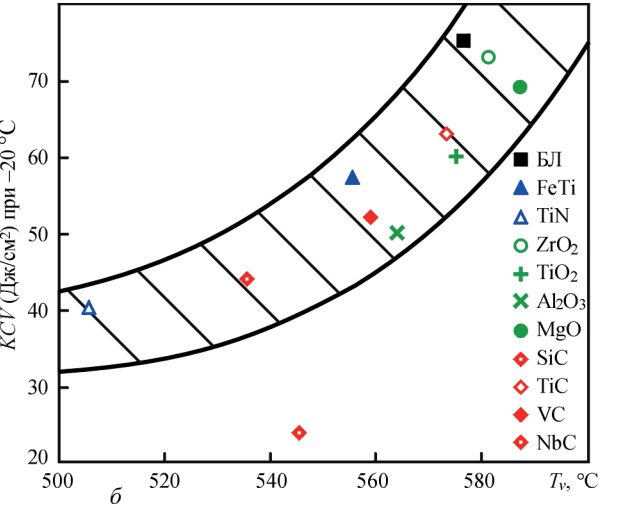
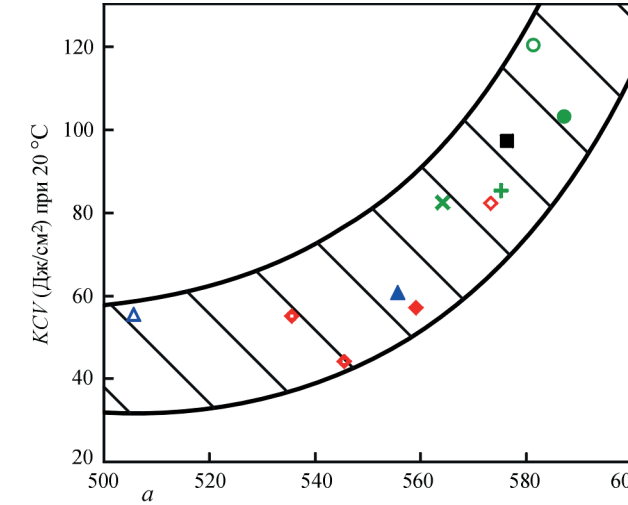


Рис. 10. Вплив температури перетворення T_v на в'язкість металу швів при різних температурах випробувань: а – 20; б – -20 °C

Аналіз отриманих результатів показав, що модифікування металу швів оксидними частинками (ZrO_2 , TiO_2) є оптимальним з точки зору формування дрібногочастої структури нижнього бейніту, яка забезпечує високий комплекс механічних властивостей – поєднання високої міцності, пластичності та ударної в'язкості при низьких кліматичних температурах випробувань.

Висновки

Виконано дослідження впливу зміни розмірів дендритів, яка відбувається при інокулюванні до зварювальної ванни дисперсних частинок тугоплавких сполук, на формування вторинної мікроструктури та механічні властивості металу зварних швів низьколегованих сталей, в результаті яких було встановлено:

1. Збільшення ширини дендритів супроводжується зростанням температури початку бейнітного перетворення.
2. Не зважаючи на підвищення температури початку бейнітного перетворення в металі швів з підвищеною шириною дендритів в процесі охолодження формується мікроструктура з високим вмістом нижнього бейніту. Це може свідчити про гальмування дифузії вуглецю із аустенітних зерен при δ - γ -перетворенні в металі швів інокульованих оксидами магнію і цирконію, а також карбідами кремнію і титану.
3. Зменшення ширини дендритів порівняно з варіантом базового легування супроводжується збільшенням вмісту в металі швів структурних складових грубогочастої морфології.
4. В залежності від співвідношення в мікроструктурі швів складових дрібногочастої та грубогочастої морфології змінюється рівень показників міцності та в'язкості металу.
5. Запропоновано використання показника температури перетворення T_v для опису впливу термодинамічних параметрів на формування структури металу зварних швів.

6. Інокулювання до зварювальної ванни дисперсних частинок тугоплавких сполук впливає на зміну розмірів дендритів первинної структури і, відповідно, на формування вторинної мікроструктури металу швів та їх механічні властивості.

Список літератури/References

1. Hideyuki, Y., Takahiro, H., Naoki, S. et al. (2019) Investigation using 4D-CT of massive-like transformation from the δ to γ phase during and after δ -solidification in carbon steels. *IOP conf. Series: Materials Science and Engineering*. doi:10.1088/1757-899X/529/1/012013. pp. 1–8.
2. Phelan, D., Dippenaar, R. (2004) Instability of the Delta-ferrite/austenite Interface in Low Carbon Steels: The Influence of Delta-ferrite Recovery Sub-structures. *ISIJ International*, 44, 2, 414–421.
3. Svensson, L.-E. (2000) *Control of microstructures and properties in steel arc welds*. CRC Press, Inc., Corporate Blvd.
4. Головки В.В., Єрмоленко Д.Ю., Степанюк С.М. (2020) Вплив введення тугоплавких сполук до зварювальної ванни на дендритну структуру металу швів. *Автоматичне зварювання*, 6, 3–10.
5. Holovko, V.V., Yermolenko, D.Yu., Stepanyuk, S.M. (2020) The influence of introducing refractory compounds into the weld pool on the weld metal dendritic structure. *The Paton Welding J.*, 6, 2-8.
5. Селиванова О.В., Полухина О.Н., Хотинів В.А., Фарбер В.М. (2017) *Современные методы исследования полиморфных превращений в сталях*. Уч. пособие. Екатеринбург, Изд-во Уральского ун-та.
- Selivanova, O.V., Polukhina, O.N., Khotinov, V.A., Farber, V.M. (2017) *Modern methods of investigation of polymorphous transformations in steels*: Manual. Ekaterinburg, Izdvo Uralskogo Un-ta [in Russian].
6. Теплухина И.В., Голод В.М., Цветков А.С. (2018) Построение диаграмм распада переохлажденного аустенита в стали на основе численного анализа результатов дилатометрических испытаний. *Письма о материалах*, 8, 1, 37–41.
7. Teplukhina, I.V., Golod, V.M., Tsvetkov, A.S. (2018) Plotting of overcooled austenite decomposition diagrams in steel on the base of numerical analysis of dilatometric testing results. *Pisma o Materialakh*, 8(1), 37–41 [in Russian].
7. Motýčka, P., Kövér, M. (2012) Evaluation methods of dilatometer curves of phase transformations. *COMAT 2012: 2nd International Conf. on Recent Trends in Structural Materials*. 21–22.11. 2012, Plzeň, Czech Republic, EU.
8. Новикова С.И. (1976) *Тепловое расширение твердых тел*. Москва, Наука.
- Novikova, S.I. (1976) *Heat expansion of solids*. Moscow, Nauka [in Russian].
9. EN 1011-2. *Welding – Recommendations for welding of metallic materials. Part 2: Arc welding of ferritic steels*. British Standards Institution, March 2001 AMD A1 Dec. 2003.

INFLUENCE OF INTRODUCTION OF REFRACTORY PARTICLES TO WELDING POOL ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF WELD METAL

V.V. Golovko, D.Yu. Yermolenko, S.M. Stepanyuk, V.V. Zhukov, V.A. Kostin

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The performed investigations of influence of changes of sizes of primary dendrites in the structure of weld metal on their secondary microstructure and mechanical properties were performed. It is shown that an increase in the width of dendrites is accompanied by an increase in the temperature of the beginning of bainite transformation, but the content of low-temperature bainite in the microstructure of welds increases. The possibility of effect of inoculation to welding pool with dispersed particles of refractory compounds on relationship between the content in the microstructure of welds of components with coarse-acicular and fine-acicular morphology and, accordingly, on mechanical properties of welds. 9 Ref., 4 Tabl., 10 Fig.

Key words: welds, microstructure, dendrites, bainite transformation, inoculation, refractory compounds, mechanical properties

Надійшла до редакції 30.04.2020

ДОСЛІДЖЕННЯ ШЛЯХІВ МОДИФІКАЦІЇ СТРУКТУРИ АУСТЕНІТНИХ ЗВАРНИХ ШВІВ ТА ЗОНИ ЇХ СПЛАВЛЕННЯ З ПЕРЛІТНИМ ОСНОВНИМ МЕТАЛОМ

К.А. Ющенко, О.В. Булат, Г.В. Звягінцева, В.І. Самойленко, Ю.М. Каховський

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

Стосовно з'єднань різнорідних сталей (аустенітних з перлітними), виконаних дуговим зварюванням покритими електродами, досліджено вплив легування азотом та присадок оксидів ітрію та цирконію в зварювальну ванну на структуру аустенітного шва та його мікротвердість в зоні сплавлення з перлітним основним металом. Показано, що легування металу шва типу Х20Н9Г6 азотом через електродне покриття практично не впливає на розміри дендритів, але зменшує мікротвердість (ризик утворення мартенситу) в зоні сплавлення з перлітним основним металом. У випадку присадок через покриття в аустенітний метал типу Х15Н25М6АГ2 оксидів ітрію або цирконію його дендритна структура суттєво подрібнюється, а мікротвердість металу в зоні сплавлення зменшується до рівня, що свідчить про відсутність мартенситу. Бібліогр. 8, табл. 2, рис. 4.

Ключові слова: дугове зварювання, покриті електроди, аустенітний наплавлений метал, перехідні зони з перлітним металом, структура, мікротвердість

Подрібнення структури і попередження транс-кристалітності в багатопрхідних зварних з'єднаннях високолегованих аустенітних сталей дає можливість підвищити їх технологічну міцність та службові характеристики [1, 2]. Відомі прийоми подрібнення структури за рахунок електромагнітного впливу на розплавлений метал, імпульсного плавлення або подачі зварювального дроту, присадки в зварювальну ванну металевих порошків або лігатур можуть бути реалізовані при автоматичному зварюванні. В умовах дугового зварювання покритими електродами (ММА) позитивний ефект можна отримати модифікацією металу шва через електродне покриття тугоплавкими металами (Zr, Ti, Nb, Mo) [3], а також оксидами (Cr, Zr, PЗМ) [2].

При зварюванні з'єднань різнорідних сталей аустенітними електродами крім подрібнення структури необхідно мінімізувати або виключити утворення мартенситу в зоні сплавлення з перлітним основним металом. Це обумовлено тим, що малопластичний мартенсит слугує джерелом концентрації напружень та передчасного руйнування з'єднання. Запобігти утворенню мартенситу можна шляхом підвищення вмісту нікелю в аустенітному шві та зниження погонної енергії зварювання [4, 5].

Крім того, використання електродів на нікелевій основі може не тільки попередити утворення мартенситу в зоні сплавлення, а також запобігати розвитку напружень і деформації внаслідок значної різниці КТР між аустенітним та перлітним ме-

талом [4, 5]. В ряді випадків, особливо при виконанні ремонтних робіт, використання електродів на нікелевій основі дозволяє зварювати обладнання із теплостійких перлітних сталей без попереднього підігріву та завершальної термічної обробки. Разом з цим використання таких електродів для з'єднань, що експлуатуються при температурі до 450 °С, економічно недоцільно.

В цих умовах використовують електроди типів Х20Н9Г6С або Х15Н25М6АГ2 [4]. Між тим, як це було показано в роботі [6], лише у випадку електродів типу Х15Н25М6АГ2 при обмеженні величини зварювального струму менше 80 А, вдається запобігти утворенню мартенситу в зоні сплавлення аустенітного металу шва з перлітним основним металом. Для умов автоматичного зварювання таких з'єднань дротом Св08Х20Н9Г6С автори [7] визначили, що утворення мартенситу можна суттєво обмежити за рахунок легування металу шва азотом через газову фазу.

Мета даної роботи полягає в дослідженні прийомів покращення якості зварних з'єднань різнорідних сталей (аустенітних з перлітними) за рахунок використання в покритті зварювальних електродів азотованого марганцю (легування азотом), а також оксидів ітрію та цирконію (модифікування тугоплавкими частинками).

Вплив легування азотом вивчали з використанням дослідних електродів діаметром 3 мм типу Х20Н9Г6, в покритті яких варіювали вміст азотованого марганцю замість металевого марганцю (електроди С1-С3 в табл. 1).

Ющенко К.А. – <https://orcid.org/0000-0002-6276-7843>, Булат О.В. – <https://orcid.org/0000-0003-2237-5260>, Звягінцева Г.В. – <https://orcid.org/0000-0002-6450-4887>, Самойленко В.І. – <https://orcid.org/0000-0001-6370-277X>, Каховський Ю.М. – <https://orcid.org/0000-0002-9520-2996>

© К.А. Ющенко, О.В. Булат, Г.В. Звягінцева, В.І. Самойленко, Ю.М. Каховський, 2020

Таблиця 1. Хімічний склад наплавленого металу експериментальних електродів типу 10X20H9Г6С

Позначення електродів	Масова доля, %, в наплавленому металі*							Вміст феритної фази, %
	N	Cr	Ni	Mn	Si	S	P	
C1	0,07	21,3	9,1	7,1	0,70	0,015	0,025	4...5
C2	0,32	20,0	10,0	6,6	0,65	0,016	0,024	1...1,5
C3	0,44	20,4	9,8	6,2	0,62	0,015	0,022	0,8

*Вміст у наплавленому металі інших елементів: 0,09 % С; 0,40 % Мо; 0,30 % Сп.

Попередньо цими електродами виконали восьмишарові наплавки для визначення хімічного складу наплавленого металу методами рентгеноспектрального, хімічного та газового аналізу. Результати наведено в табл. 1.

Далі експериментальними електродами C1-C3 діаметром 3 мм виконали одношарові наплавки на пластину із сталі Ст3сп товщиною 10 мм при $I_{зв} = 90...100$, $U_d = 26...28$ В, $v_{зв} = 9$ м/г, з яких вирізали шліфи для металографічних досліджень. Структуру перехідної зони і наплавленого металу виявляли комбінованим хімічним і електрохімічним травленням. Утворення мартенситу фіксували шляхом виміру мікротвердості перехідної зони з використанням мікротвердоміру ПМТ-3. При цьому припустили, що утворенню мартенситу відповідають значення мікротвердості вище 3000 МПа. Отримані результати приведені на рис. 1, з якого видно, що підвищення в наплавленому металі вмісту азоту від 0,07 до 0,32 % призводить до зниження мікротвердості в зоні сплавлення від 3380 до 3000 МПа. Подальше підвищення вмісту азоту до 0,44 % підвищує в цьому місці мікротвердість до 3320 МПа. Середня мікротвердість в наплавленому

металі підвищується від 1814 до 2732 МПа, що свідчить про підвищення міцності і відповідає даним робіт [2, 8].

Вплив азоту при його концентрації 0,32 % можна пояснити тим, що він як і вуглець є домішкою впровадження, блокує дифузію вуглецю з перлітного металу в аустенітну наплавку. Завдяки цьому в перехідній зоні при охолодженні аустеніт розпадається по реакції $\gamma \rightarrow \gamma + \alpha$ замість $\gamma \rightarrow \gamma + M + \alpha$. Підвищення мікротвердості при додатковому легуванні наплавленого металу азотом (до 0,44 %) можна пояснити утворенням в процесі кристалізації нітридів хрому, марганцю і кремнію, які зміцнюють аустенітну матрицю. Вивчення структури наплавленого металу електродів C1-C3 з використанням мікроскопу Neophot-32 встановлено, що незалежно від вмісту азоту розміри дендритів залишаються практично незмінними (рис. 2) і складають 7...8 в нижній та 13...14 мкм в верхній частині наплавки.

На наступному етапі вивчали можливість подібнення структури аустенітного шва типу Х15Н25М6АГ2 і зменшення мікротвердості в зоні його сплавлення з перлітним основним мета-

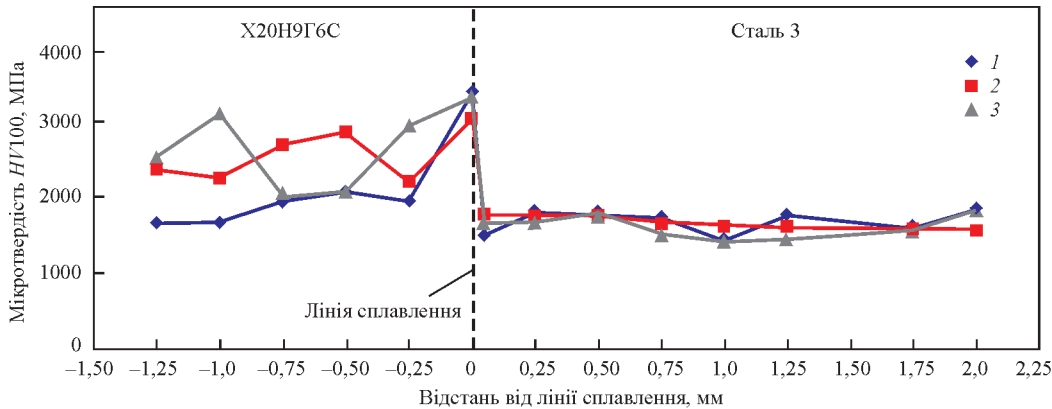


Рис. 1. Вплив легування азотом на мікротвердість в з'єднанні аустенітного наплавленого металу типу 10X20H9Г6С з перлітним основним металом: 1 – [N] = 0,07 %; 2 – 0,32; 3 – 0,44

Таблиця 2. Хімічний склад наплавленого металу експериментальних електродів типу 10X15H25M6АГ2

Позначення електродів	Найменування та кількість модифікаторів у покритті	Масова доля, %, в наплавленому металі								
		Cr	Ni	Mo	Mn	Si	N	C	S	P
C4	—	15,3	24,8	6,2	2,1	0,35	0,18	0,10	0,017	0,024
C5	Y ₂ O ₃ , 1%	15,1	24,2	6,0	2,0	0,34	0,18	0,09	0,019	0,025
C6	ZrO ₂ , 1 %	15,4	25,0	6,2	1,8	0,36	0,17	0,11	0,017	0,026
C7	ZrO ₂ , 2 %	15,4	24,5	6,4	1,9	0,39	0,17	0,10	0,018	0,026

лом за рахунок використання електродів з оксидами ітрію або цирконію в покритті. Порошки цих матеріалів з розмірами частинок менше 100 мкм вводили в покриття експериментальних електродів С4-С7 діаметром 3 мм за рахунок рутилового концентрату.

Результати визначення хімічного складу наплавленого металу цих електродів приведено в табл. 2.

Електродами С4-С7 діаметром 3мм виконали одношарове наплавлення на поверхню пластин із сталі Ст3сп товщиною 10 мм. При цьому режим наплавлення зберігали таким, як і в попередній серії експериментів. Структуру металу на відповідних шліфах виявляли по подібній методиці. Металографією отриманих шліфів за допомогою мікроскопу Neophot-32 встановле-

но (рис. 3), що максимальне зменшення середньої ширини дендритів – від 20,97 до 11,39 мкм досягається в наплавленому металі електродів С7, які містять в покритті 2 % ZrO_2 . Подрібнення аустенітної структури наплавленого металу типу Х15Н25М6АГ2 при його модифікації оксидом цирконію можна пояснити тим, що поверхневе розчинення цих частинок в об'ємі розплавленого металу відбувається з поглинанням тепла. Завдяки цьому температура зварювальної ванни зменшується і вона кристалізується швидше. Дослідженнями мікротвердості перехідної зони між перлітним основним і наплавленим металом електродів С4-С7, виконаними за допомогою мікротвердоміру ПМТ-3 (рис. 4) визначили, що мінімальна мікротвердість забезпечується в перехідній зоні наплавленого металу електродів С7. Дещо нижчий

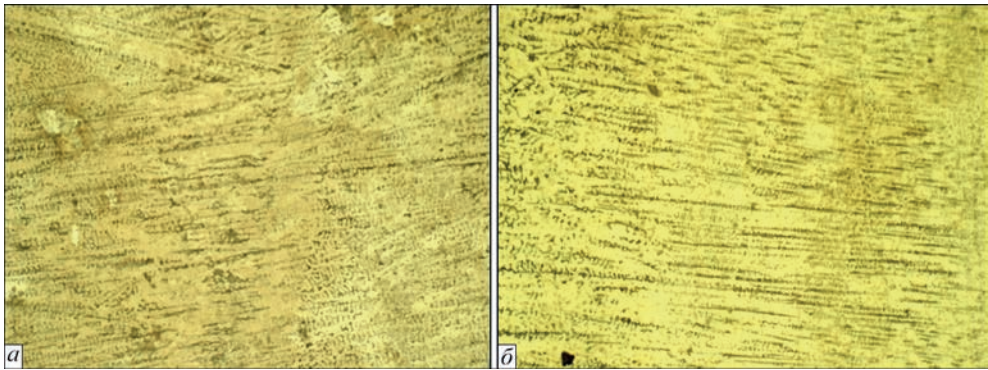


Рис. 2. Дендритна структура ($\times 200$) наплавленого металу типу 10Х20Н9Г6С: а – нелегованого азотом; б – легованого 0,32 % азоту

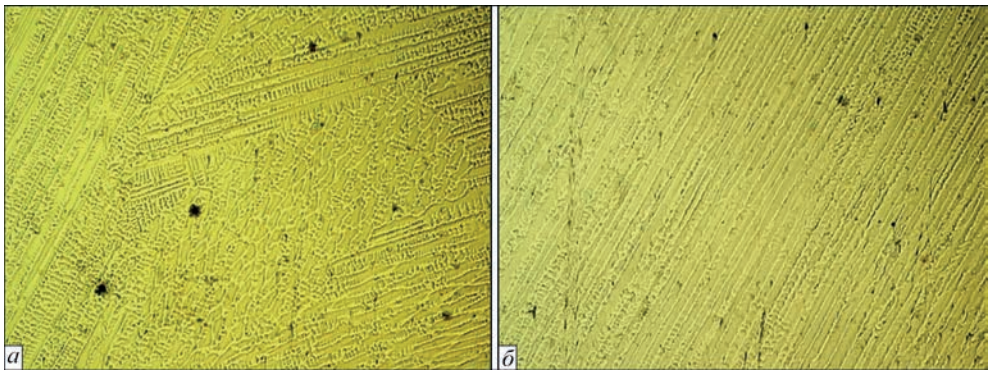


Рис. 3. Дендритна структура ($\times 200$) наплавленого металу типу 11Х15Н25М6АГ2 електродів: а – без ZrO_2 в покритті; б – з 2 % ZrO_2 в покритті

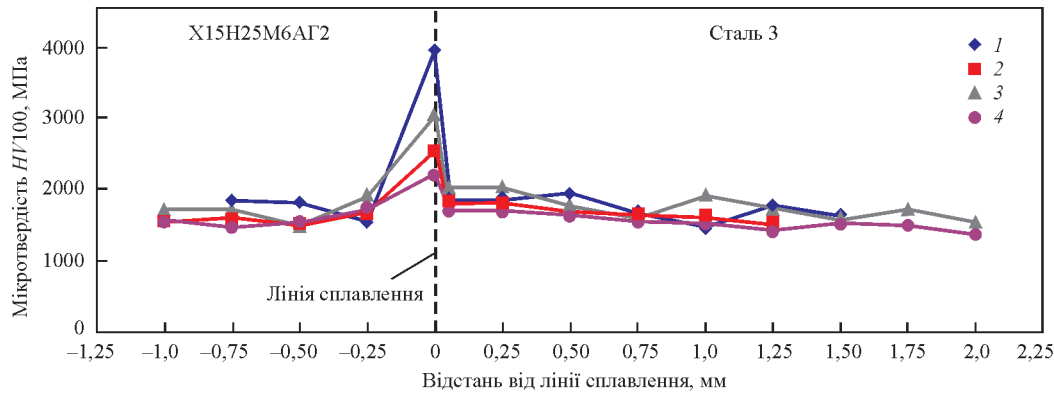


Рис. 4. Вплив оксидів ітрію та цирконію на мікротвердість в з'єднанні аустенітного наплавленого металу типу 11Х15Н25М6АГ2 з перлітним основним металом: 1 – без модифікатора; 2 – 1 % Y_2O_3 ; 3 – 1 % ZrO_2 ; 4 – 2 % ZrO_2

ефект у випадку електродів С5, які містять в покритті 1 % Y_2O_3 . На відміну від попередньої серії експериментів введення в наплавлений метал тугоплавких оксидів не призвело до підвищення його середньої мікротвердості (міцності).

Висновки

1. Легування наплавленого металу шва типу Х20Н9Г6С азотом до 0,32 % за рахунок азотованого марганцю в складі електродного покриття знижує мікротвердість в зоні сплавлення з перлітним основним металом з 3250 до 3000 МПа та практично не впливає на розмір дендритів в структурі металу шва.

2. Модифікація металу шва типу Х15Н25М6АГ2 оксидами ітрію або цирконію через покриття електродів призводить до зниження мікротвердості в зоні сплавлення з перлітним основним металом з 3950 відповідно до 2500 та 2200 МПа, а також значного зменшення розміру дендритів в структурі металу шва.

3. Легування азотом та модифікація частинками тугоплавких оксидів високолегованого аустенітного металу шва дозволяє зменшити ризик, або запобігти утворенню мартенситу в з'єднаних різних сталях (аустенітних та перлітних).

Список літератури

1. Шоршоров М.Х., Ерохин А.А., Чернышова Т.А. и др. (1973) *Горячие трещины при сварке жаропрочных сплавов*. Москва, Машиностроение.
2. Каховский Н.И. (1975) *Сварка высоколегированных сталей*. Киев, Техніка.

3. Браун М.П. (1982) *Микролегирование стали*. Киев, Наукова думка.
4. Земзин В.Н. (1966) *Сварные соединения разнородных сталей*. Москва, Ленинград, Машиностроение.
5. Готальский Ю.Н. (1981) *Сварка разнородных сталей*. Киев, Техніка.
6. Ющенко К.А., Булат А.В., Каховский Ю.Н. и др. (2014) Исследование переходной зоны соединения низкоуглеродистой стали с высоколегированным Cr-Ni-наплавленным металлом. *Автоматическая сварка*, 6-7, 147-151.
7. Елагин В.П., Липодаев В.Н., Гордань Г.Н. (2016) Особенности развития структурной неоднородности в зоне сплавления перлитной стали с аустенитным азотосодержащим металлом шва. *Сб. докл. IX Международной конференции «Дуговая сварка, материалы и качество»*. 31 мая-3 июня 2016 г. Волгоград, Россия, сс. 116-126.
8. Пикеринг Ф.Б. (1982) *Физическое металловедение и разработка сталей*. Москва, Металлургия.

References

1. Shorshorov, M.Kh., Erokhin, A.A., Chernyshova, T.A. et al. (1973) *Hot cracks in welding of heat-resistant alloys*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
2. Kakhovsky, N.I. (1975) *Welding of high-alloyed steels*. Kiev, Tekhnika [in Russian].
3. Braun, M.P. (1982) *Microalloying of steel*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
4. Zemzin, V.N. (1966) *Welded joints of dissimilar steels*. Moscow, Leningrad, Mashinostroenie [in Russian].
5. Gotalsky, Yu.N. (1981) *Welding of dissimilar steels*. Kiev, Tekhnika [in Russian].
6. Yushchenko, K.A., Kakhovsky, Yu.N., Bulat, A.V. et al. (2014) Investigation of transition zone of low-carbon steel joint with high-alloyed Cr-Ni deposited metal. *The Paton Welding J.*, 6-7, 143-146.
7. Elagin, V.P., Lipodaev, V.N., Gordan, G.N. (2016) *Peculiarities of development of structural heterogeneity of pearlitic steel with nitrogen-containing weld metal*. In: *Proc. of 9th Int. Conf. on Arc Welding, Materials and Quality* (31 May - 3 June 2016, Volgograd, Russia), 116-126.
8. Pickering F.B. (1982) *Physical metallurgy and development of steel*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

INVESTIGATION OF THE METHODS OF MODIFYING THE STRUCTURE OF AUSTENITIC WELDS AND THE ZONE OF THEIR FUSION WITH PEARLITIC BASE METAL

K.A. Yushchenko, O.V. Bulat, G.V. Svyagintseva, V.I. Samoilenko, Yu.M. Kakhovskiy

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

Investigation of the effect of nitrogen alloying and yttrium and zirconium oxide additives to the weld pool on the structure of an austenitic weld and its microhardness in the zone of its fusion with pearlitic base metal was studied for the case of joints of dissimilar steels (austenitic with pearlitic), made by coated-electrode arc welding. It is shown that nitrogen alloying of weld metal of Kh20N9G6 type through the electrode coating practically does not affect the dendrite dimensions, but lower the microhardness (risk of martensite formation) in the zone of fusion with pearlitic base metal. In the case of yttrium or zirconium oxide additives to the austenitic metal of Kh15N25M6AG2 type through the coating, its dendrite structure is refined significantly, and metal microhardness in the fusion zone drops to the level that is indicative of martensite absence. 8 Ref., 2 Table, 4 Fig.

Keywords: arc welding, coated electrodes, austenitic deposited metal, transition zone with pearlitic metal, transition zones with pearlitic metal, structure, microhardness

Надійшла до редакції 16.01.2020



join the best: 07 - 11 December 2020

Düsseldorf, Germany



ЗАСТОСУВАННЯ ПЛАЗМОВО-ПОРОШКОВИХ ТА ЕЛЕКТРОДУГОВИХ ПОКРИТТІВ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ТРИБОКОРОЗІЙНОЇ СТІЙКОСТІ СТАЛЕЙ У АГРЕСИВНИХ СЕРЕДОВИЩАХ*

В.І. Похмурський¹, М.С. Хома¹, І.О. Рябцев², Є.Ф. Перепльотчиков², В.А. Винар¹

¹Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України. 79060, м. Львів, вул. Наукова, 5.

E-mail: khomams@gmail.com

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

Досліджено корозійні та трибокорозійні характеристики плазово-порошкових та електродугових покриттів на трубних сталях у хлоридвмісних середовищах з сірководнем та амонієм. Встановлено, що корозійна стійкість покриттів, нанесених методом плазово-порошкового наплавлення і електродугового напилення, зростає зі збільшенням рН розчину. Показано, що найстійкішими до корозійно-механічного руйнування у даних середовищах виявилися покриття, які були наплавлені плазовим методом порошком сплаву 08X17H35C3P. Встановлено, що електродугові покриття, напилені з порошкового дроту 75X19P3C2, знижують густину струму корозії вуглецевих сталей у сірководневому розчині на 40 %. У цьому ж середовищі на поверхні покриттів формуються сульфідні сполуки, які при терті виконують роль твердої змазки, що сприяє зниженню зносу матеріалу на 40...42 %. Електродугові покриття з порошкового дроту 75X19P3C2 запропоновано використовувати для відновлення пошкоджених поверхонь деталей та їх захисту від корозійно-абразивного зношування у сірководневих середовищах. Бібліогр. 14, табл. 5, рис. 4.

Ключові слова: плазово-порошкове наплавлення, електродугові покриття, корозія, трибокорозія, хлориди, сірководень, амоній

Корозійно-механічне зношування виникає при терті деталей в агресивних середовищах і часто є причиною зниження довговічності багатьох деталей обладнання та споруд у нафтовій, газовій, нафтохімічній, комунальній промисловостях, наприклад, запірних елементів арматури, торцевих ущільнень, підшипників ковзання тощо [1–3].

До основних методів відновлення та підвищення працездатності поверхонь деталей, які експлуатуються в умовах корозійно-механічного зношування, належить плазово-порошкове наплавлення [4, 5] та електродугове напилення захисних покриттів з порошкових дротів [3, 6–8].

Плазово-порошкове наплавлення використовують для покращення фізико-механічних характеристик робочих поверхонь та реставрації зношених деталей. Зокрема даним способом наплавляють поверхні деталей запірної арматури: шибєрів, сідел, штоків та інших деталей нафтогазовидобувного обладнання [4–10]. Використання порошків на основі Ni, Fe, Cr, B, Si тощо дозволяє регулювати хімічний склад наплавлених шарів і розширює спектр їх функціональних властивостей [6–8].

Електродугова металізація (ЕДМ) з використанням порошкових дротів – один з поширених методів нанесення зносостійких покриттів, вартість

яких у 2...3 рази нижче за плазово-порошкове наплавлення [6]. Під час плавлення порошкових дротів в електричній дузі формується розплав, який при диспергуванні на краплини формує електродугове покриття з високою структурною гетерогенністю. Поєднання твердих і м'яких складових забезпечує їх високу зносостійкість. Для покращення корозійної та трибокорозійної стійкості покриттів до шихти порошкових дротів додають сполуки хрому, для зниження пористості напиленого шару вводять FeMn та FeSi, які утворюють легкоплавку евтектику. Комплексні дослідження корозійних та трибокорозійних властивостей покриттів з різним хімічним складом, отриманих плазово-порошковим наплавленням та електродуговим напиленням з порошкових матеріалів, мають важливе значення для відновлення працездатності та підвищення ресурсу обладнання, що експлуатується у корозійно-активних середовищах за наявності сірководню, хлоридів та аміаку.

Мета даної роботи – дослідити можливість застосування плазово-порошкових та електродугових покриттів для відновлення працездатності та підвищення ресурсу вузлів тертя в обладнанні нафтогазовидобувної, переробної та комунальної галузей, що експлуатуються в корозійних середовищах.

Похмурський В.І. – <http://orcid.org/0000-0003-1042-829X>, Рябцев І.О. – <https://orcid.org/0000-0001-7180-7782>, Хома М.С. – <https://orcid.org/0000-0002-0951-3975>, Винар В.А. – <http://orcid.org/0000-0002-5314-7052>

© В.І. Похмурський, М.С. Хома, І.О. Рябцев, Є.Ф. Перепльотчиков, В.А. Винар, 2020

* Робота виконана в рамках комплексної програми НАН України «Проблеми ресурсу та безпечної експлуатації конструкцій, споруд і машин» з участю В.М. Гвоздецького, Х.Б. Василіва, Н.Б. Рацької, В.Р. Івашківа, Є.М. Рудковського у 2016–2020 рр.

Таблиця 1. Хімічний склад порошків для плазово-порошкового наплавлення, мас. %

Марка порошку	C	Cr	Si	Mn	Ni	Fe	B
ПР-06Х17Н80СЗРЗ	0,6...0,9	15...17	2,7...3,7	–	Основа	≤5,0	2,3...3,0
ПР-01Х17Н8С6Г	0,05...0,12	15...18	4,8...6,4	1...2	7...9	Основа	–
ПР-08Х17Н35СЗРЗ	0,8	18	3,5	≤ 1,0	35	35	2,5

Методика дослідження. Плазово-порошкове наплавлення, технологія якого розроблена в ІЕЗ ім. Є.О. Патона, виконували на універсальній установці ОБ2184 на базі апарату А1756 [4, 5]. Хімічний склад порошків для наплавлення наведено у табл. 1. Режим наплавлення: струм 250...300 А, подача порошку 3 кг/год, швидкість наплавлення 6 м/год, амплітуда коливань плазмотрона 10 мм, їх частота 45 хв⁻¹. Витрати транспортувального, плазмоутворювального та захисного газів (аргон) 3 л/год, 2 та 12 л/хв відповідно. Наплавлені за цих умов валики мали ширину 25...35 мм та висоту 6,0...6,6 мм за двоваликового наплавлення.

Електродугову металізацію виконували по технології, розробленої у ФМІ ім. Г.В. Карпенка [3, 6–9]. Покриття отримували шляхом розпилення електродних порошкових дротів ПД-60Х15Р2ГС та ПД-75Х19Р3С2 за допомогою електродугового металізатора ЕМ-17 з модифікованою системою розпилювання, за якої електрична дуга горить в каналі розпилювальної головки, що дає змогу одержувати дрібнодисперсні покриття. Режим наплавлення: сила струму 150 А, робоча напруга 32 В, віддаль від сопла до поверхні напильовання 150 мм, тиск стисненого повітря 0,65 МПа. Оболонка порошкових дротів зі сталі 08кп (0,05...0,11 % С; ≤ 0,02 % S; 0,025...0,5 % Mn; 0,04 % P), хімічний склад шихти наведено у табл. 2.

Корозійно-механічне зношування матеріалів вивчали на установці тертя зі зворотно-поступальним рухом індентора за схемою кулька–площина [2]. Контртіло – корундова кулька діаметром 9 мм. Прикладене нормальне навантаження 10 Н, довжина доріжки тертя 16 мм, швидкість переміщення індентора 0,003 м/с. Зразки для досліджень полірували до шорсткості $R_z = 2,5$ мкм. Характер зміни досліджуваних параметрів за трибокорозійних випробувань реєстрували аналого-цифровим пристроєм за допомогою персонального комп'ютера з кроком вимірювань 0,25 с. Ступінь зношування зразків після тертя визначали за шириною трека, утвореного в результаті взаємодії кульки з поверхнею покриття, твердість якого суттєво нижча від корунду.

Для визначення пружно-пластичних властивостей структурних складових отриманих покриттів,

Таблиця 2. Хімічний склад шихти порошкових дротів, мас. %

Марка порошкового дроту	Склад шихти
ПД-60Х15Р2ГС	FeCr 72 %; B ₄ C 13 %; FeSi 10 %; FeMn 5 %
ПД-75Х19Р3С2	Cr 72 %; FeSi 13 %; B ₄ C 10 %

зокрема мікротвердості за Месром, застосовували метод динамічного індентування. Для цього використовували прилад «Микрон-гамма» [11].

Електрохімічні дослідження за статичних умов та під час тертя проводили за допомогою потенціостата ІРС-ProM. Електродні потенціали зразків у корозійних середовищах вимірювали відносно насиченого хлоридсрібного електроду порівняння. Допоміжний електрод – платиновий. Середовища для корозійних та трибокорозійних випробувань наступні: вільноаерований 3%-ний розчин NaCl, pH 7; 3%-ний розчин NaCl + 0,025 % NH₄OH, pH 9...10; 3%-ний розчин NaCl + H₂S (насичений), pH 4.

Мікроструктуру поверхонь вивчали металографічним методом на сканівному електронному мікроскопі EVO 40XVP із системою мікрорентгеноспектрального аналізу з використанням енергодисперсійного спектрометра INCA ENERGY 350.

Результати досліджень та їх обговорення.

Плазово-порошкове наплавлення. Досліджено різні за складом та структурою наплавлені шари (рис. 1) з порошків ПР-01Х17Н8С6Г (основа Fe), ПР-06Х17Н80СЗРЗ (основа Ni), ПР-08Х17Н35СЗРЗ (основа Ni–Fe). Встановлено, що вони мають гетерогенну структуру, яка визначає їх мікромеханічні, корозійно-електрохімічні та трибокорозійні властивості. У напавленого шару на основі заліза дві структурні складові з мікротвердістю 6,0...6,5 та 7,5...8,0 ГПа. У шарі на основі нікелю після наплавлення утворюються три складові з мікротвердістю 6,0...7,0, 7,0...8,5 та 15 ГПа. Найбільша мікротвердість (~15 ГПа) зумовлена присутністю боридів типу FeCrB. Покриття з залізо-нікелевою основою містить дві складові з мікротвердістю 7,0...7,5 та 10,1...12,2 ГПа. Для покриттів на основі нікелю та нікель–заліза, порівняно з покриттям на основі заліза, характерна вища мікротвердість структурних складових, яка пов'язана із присутністю бору та вищою концентрацією вуглецю у порошках (0,6...0,9 % проти 0,12 % відповідно).

Вивчено електрохімічну поведінку наплавлених шарів у корозійно-активних хлоридвмісних середовищах з додаванням сірководню та амонію (табл. 3). Встановлено, що нанесення плазово-порошкових шарів дає змогу знизити густину струмів корозії сталі 17Г1СУ, яка вибрана для порівняння, приблизно на 2 порядки. Зі збільшенням водневого показника середовища від pH4 до pH9 спостерігається зниження густини струмів корозії сплавів 01Х17Н8С6Г та 06Х17Н80СЗРЗ

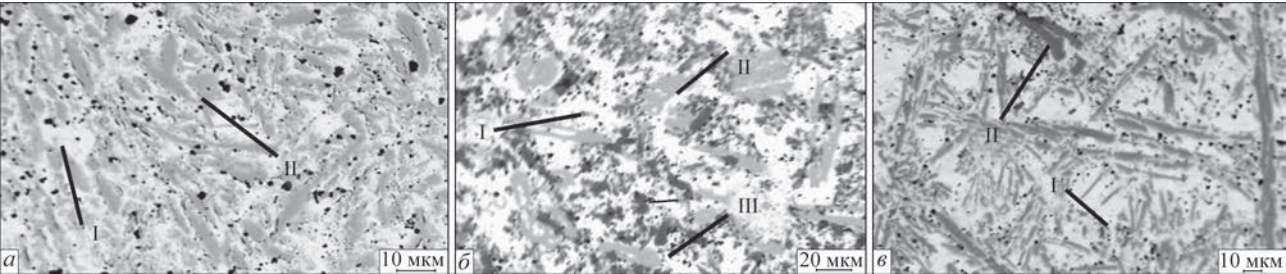


Рис. 1. Мікроструктура шарів, нанесених методом плазово-порошкового наплавлення: а – 01Х17Н8С6Г (основа Fe); б – 06Х17Н80С3Р3 (основа Ni); в – 08Х17Н35С3Р3 (основа Ni–Fe)

на 7...15 %, а 08Х17Н35С3Р3 – утричі. Швидкість корозії визначається анодними процесами у розчині 3% NaCl + NH₄OH і катодними процесами у 3 % NaCl та 3 % NaCl + H₂S. За корозійною стійкістю в досліджуваних середовищах шар, наплавлений порошком на Ni–Fe основі, поступається двом іншим, його густина струму корозії становить (0,47...1,60)·10⁻³ проти (0,56...0,80)·10⁻³ мА/см². Однак за умов трибокорозії у шарі з керамічною корундовою кулькою покриття на основі Ni–Fe має найнижчі значення коефіцієнта тертя та втрати матеріалу у всіх досліджуваних середовищах (табл. 4), що свідчить про його вищий опір руйнуванню. У сірководневому середовищі ширина доріжки зносу цього покриття і коефіцієнти тертя у 3...4 рази менші, ніж вихідної сталі, а в нейтральному і лужному розчинах – на 30...50 %, що свідчить про значний вплив продуктів корозії на тертя і зношування. Зокрема, сульфідні плівки, сформовані на поверхні тертя у розчині 3 % NaCl + H₂S, виконують функцію змащувального матеріалу при терті, що сприяє зниженню коефіцієнта тертя і ширини доріжки зносу.

Спостерігається чітка залежність між трибо-технічними характеристиками та швидкістю корозії наплавлених шарів. Зі зростанням рН середовища знижується густина струмів корозії для шарів з різною основою, а коефіцієнт тертя та втрати матеріалу зростають (табл. 3). Механізми контактної взаємодії шарів визначаються структурною гетерогенністю та трибологічними характеристиками окремих структурних складових. Так, за контактної взаємодії поверхневих шарів 06Х17Н80С3Р3 з керамічною кулькою відбувається вихід крихких складових з високою мікротвердістю (15 ГПа) у зону тертя. Це відображається у невисоких значеннях коефіцієнта тертя, проте інтенсивнішому зношуванню за механізмом мікрорізання, втрати матеріалу приблизно на 45 %

більші ніж у покритті на залізо-нікелевій основі. У матриці шарів 01Х17Н8С6Г та 08Х17Н35С3Р3 крихка складова відсутня, а тверді фази рівномірно розподіляються в пластичній матриці, що відповідає правилу Шарпі–Бочвара [12], і контактна взаємодія проходить за відсутності елементу абразивного зношування, що і пояснює високий опір трибокорозії.

За зміною електродних потенціалів при корозійно-механічному зношуванні можна якісно оцінити руйнування та утворення вторинних структур у зоні фрикційної взаємодії [13]. Показано (рис. 2), що найбільша різниця між потенціалами корозії у вихідному стані ($E_{кор}$), трибокорозії під час тертя ($E_{триб}$) та потенціалами поверхні після тертя ($E_{п.т.}$) для усіх наплавлених шарів характерна для середовища 3 % NaCl + NH₄OH. Це свідчить про утворення щільних вторинних структур на поверхні зони контактування, які з початком фрикційної взаємодії руйнуються. Під час усталеного тертя вторинні структури інтенсивно руйнуються та відновлюються, що відображається у осциляціях трибопотенціалу, які свідчать про високу швидкість репасації поверхні і руйнування матеріалу за механізмом окиснювального зношування. Зі зниженням показника рН середовища знижується швидкість репасаційних процесів, які у сірководневому середовищі є мінімальними. Різниця між цими потенціалами є несуттєвою і практично відсутні локальні коливання трибопотенціалу, що свідчить про несучільність початкових поверхневих плівок з продуктів корозії. Коефіцієнт тертя за таких умов є найнижчим у порівнянні із іншими середовищами. Фрикційна взаємодія шарів із контртілом відбувається з утворення вторинних структур, які знижують адгезію між поверхнями.

Встановлено, що різниця між потенціалами корозії, трибокорозії і пасивації корелює із твердістю

Таблиця 3. Густина струмів корозії, коефіцієнт тертя та ширина доріжок тертя шарів, нанесених методом плазово-порошкового наплавлення, у різних середовищах

Середовище	01Х17Н8С6Г (основа Fe)			06Х17Н80С3Р3 (основа Ni)			08Х17Н35С3Р3 (основа Ni–Fe)		
	$i_{кор}$, мА/см ²	B , мкм	μ	$i_{кор}$, мА/см ²	B , мкм	μ	$i_{кор}$, мА/см ²	B , мкм	μ
3 % NaCl + H ₂ S (рН 4)	0,00075	180	0,10	0,0006	210	0,13	0,0016	140	0,09
3 % NaCl (рН 7)	0,00065	190	0,21	0,0008	230	0,16	0,0019	160	0,10
3 % NaCl + 0,025 % NH ₄ OH (рН 9)	0,00065	260	0,41	0,00056	300	0,35	0,00047	190	0,31

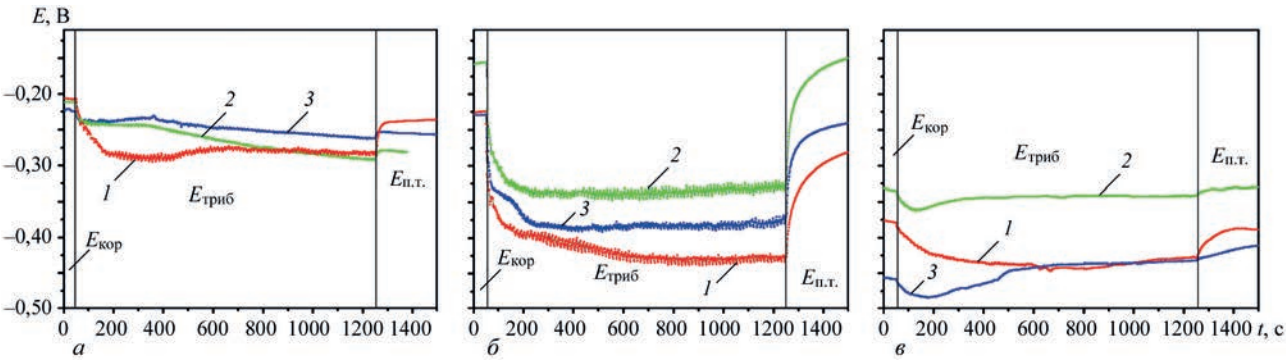


Рис. 2. Зміна електродних потенціалів поверхні сплавів під час тертя у 3 % NaCl (а), 3 % NaCl + NH₄OH (б), 3 % NaCl + H₂S (в): покриття на основі Fe (1), Ni (2) та Ni–Fe (3)

покриттів. Зокрема це чітко простежується при порівнянні матеріалу 01X17H8C6Г (основа Fe) та 08X17H35C3P3 (основа Ni–Fe) у досліджуваних середовищах. Найбільша різниця між потенціалами, а також локальні осциляції трибопотенціалу характерні для наплавленого шару з складних карбідів, що пов'язано із більшою пошкоджуваністю поверхні за рахунок меншої твердості у поверхневих шарах покриття.

Плазмове наплавлення з порошку ПР-08X17H-35C3P запропоновано для нанесення захисних шарів на поверхню деталей запірної арматури (рис. 3) з метою покращення їх корозійної і трибокорозійної стійкості в агресивних середовищах і використано на ПАТ «Конотопський арматурний завод».

Електродугове напilenня. Для відновлення зношених або пошкоджених поверхонь та покращення експлуатаційних характеристик деталей широко використовується газотермічне напilenня [3, 6–9]. Метод дає змогу істотно продовжити життєвий цикл деталей за рахунок створення на їх поверхні шару покриттів із заданими властивостями. При напilenні не відбувається термічного

короблення деталі та не змінюються фізико-хімічні властивості основного матеріалу. Можливість ремонту деталей замість їх заміни сприяє скороченню витрат та підвищенню ефективності виробництва.

В роботі [3] досліджували покриття, отримані електродуговим напilenням з порошкових дріотів ПД-60X15P2ГC і ПД-75X19P3C2. Вони мають гетерогенну структуру, що складається з мартенситної матриці, зміцненої дрібнодисперсними вклученнями боридів FeCrB та FeCr₂B. Твердість покриттів становить HV 545...565, когезивна міцність 140...150 МПа [3]. Наявність у шихті ферохромбору та хрому забезпечує високий вміст хрому у покритті.

Досліджували також електрохімічні характеристики напилених покриттів у середовищах, що містять амоній, сірководень та хлориди. На отриманих поляризаційних кривих ділянки пасивації відсутні, що свідчить про електрохімічно активне розчинення матеріалів. Після електродугового напilenня значення електродних потенціалів у всіх корозивних середовищах зміщуються в область додатних значень на 60...70 мВ. Густина струмів корозії напилених покриттів у сірководневому та хлоридному розчині знижується на 40 % порівняно з вихідним матеріалом (табл. 4, 5). У розчині амонію струми корозії матеріалу основи і покриттів мають найменші значення. Швидкість корозії електродугових покриттів контролюють катодні процеси. Встановлено, що швидкість корозії покриттів з ПД-75X19P3C2 нижча, ніж з ПД-60X15P5ГC, що пов'язано з вищою концентрацією хрому (табл. 4, 5).

Ширина доріжки тертя та значення коефіцієнтів тертя обох електродугових покриттів найнижчі у 3 % NaCl + H₂S, а найбільші у 3%-ному розчині NaCl. Трибологічні характе-

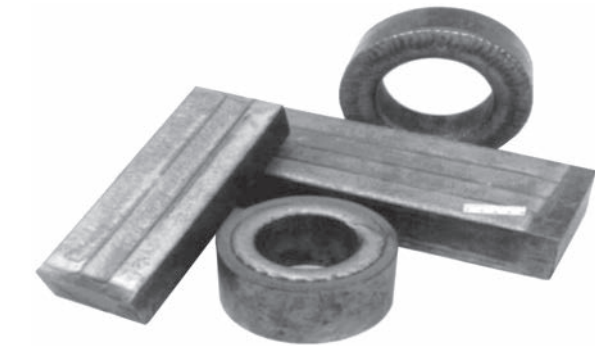


Рис. 3. Деталі запірної арматури, наплавлені плазмовим методом порошком ПР-08X17H35C3P

Таблиця 4. Коефіцієнти тертя та ширина доріжки зносу електродугових покриттів у різних середовищах

Середовище	60X15P2ГC				75X19P3C2			
	E, мВ	i, мА/см ²	μ	B, мкм	E, мВ	i, мА/см ²	μ	B, мкм
3 % NaCl + H ₂ S (pH 4)	–586	0,053	0,30	350	–626	0,052	0,25	240
3 % NaCl (pH 7)	–525	0,034	0,38	510	–525	0,024	0,30	480
3 % NaCl + 0,025 % NH ₄ OH (pH 9)	–468	0,024	0,50	490	–468	0,022	0,55	400

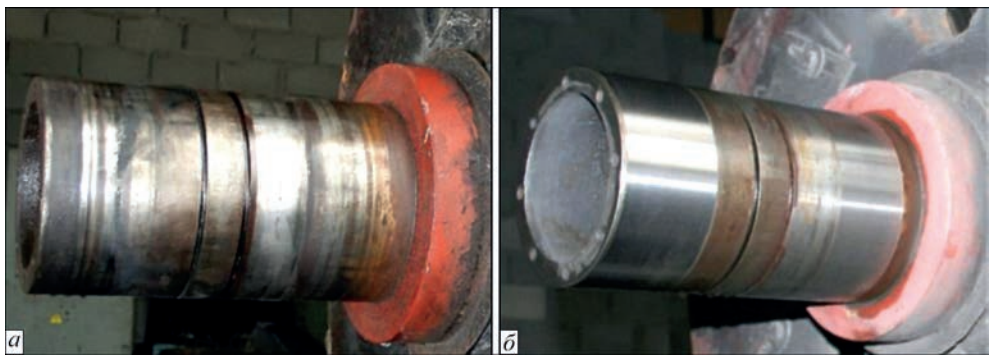


Рис. 4. Загальний вигляд пошкодженого валу центрифуги очисних споруд у вихідному стані (а) і після електродугового наплення та шліфування (б)

Таблиця 5. Електродні потенціали, густина струмів корозії, коефіцієнт тертя та ширина доріжок тертя сталі 17Г1СУ (основа) у різних середовищах

Середовище	E , мВ	i , мА/см ²	B , мкм	μ
3 % NaCl + H ₂ S (pH 4)	-660	0,08	580	0,28
3 % NaCl (pH 7)	-580	0,04	310	0,25
3 % NaCl + 0,025 % NH ₄ OH (pH 9)	-530	0,025	360	0,41

ристики покриттів з ПД-75Х19Р3С2 кращі, ніж з ПД-60Х15Р2ГС, зокрема, у 3 % NaCl + H₂S його знос менший на третину (табл. 4). Параметри тертя і зношування покриттів визначаються їх хімічним складом, гетерогенністю структури, співвідношенням характеристик міцності її компонентів, рельєфом тощо. Найефективнішими електродугові покриття виявилися у розчині 3 % NaCl + H₂S, де ширина доріжки зносу після наплення знизилася на 40...42 % (табл. 4, 5).

Найвищі значення коефіцієнтів тертя виявлено при терті покриттів у середовищі, що містить амоній. Ймовірно, у розчині на поверхні формуються вторинні структури, які руйнуються при терті і відіграють роль абразиву. Це сприяє підвищенню коефіцієнта тертя і зношуванню матеріалу. Депасивуючі іони хлору в середовищі ініціюють корозію покриттів, а сукупна дія корозійного і механічного чинників при терті призводить до зниження зносостійкості. У сірководневому середовищі знос і коефіцієнти тертя електродугових покриттів найнижчі, що пов'язано з формуванням на поверхні сульфідвмісних плівок, які при терті виконують роль твердої змазки, зменшуючи адгезійну складову контактної взаємодії, що сприяє зниженню коефіцієнтів тертя і зносу [2, 13, 14]. Крім того при терті сульфіді можуть заповнювати пори у покритті, покращуючи його гомогенність, що сприяє підвищенню корозійної стійкості матеріалу.

Електродугові покриття з порошкового дроту ПД-75Х19Р3С2 запропоновано використовувати для відновлення пошкоджених поверхонь деталей і їх захисту від корозійно-абразивного зношування у сірководневих середовищах. Покриття були нанесені на поверхню валів у центрифугах

очисних споруд ЛМКП «Львівводоканал» (рис. 4) і пройшли дослідно-промислову перевірку.

Висновки

1. Досліджено корозійні та трибокорозійні характеристики плазмових наплавів з порошків на основі заліза (ПР-01Х17Н8С6Г), нікелю (ПР-06Х17Н80С3Р3) і системи Fe–Ni (ПР-08Х17Н35С3Р3) та покриттів, отриманих електродуговим напленням з порошкових дротів ПД-60Х15Р2ГС і ПД-75Х19Р3С2 у середовищах, що містять хлориди, сірководень і аміак.

2. У наплавів, отриманих з порошків 01Х17Н8С6Г та 08Х17Н35С3Р3, виявлено дві структурні складові з мікротвердостями 6,0...6,5 і 7,5...8,0 ГПа та 7,0...7,5 і 10,1...12,2 ГПа відповідно. Наплавлений шар з порошку ПР-06Х17Н80С3Р3 на основі нікелю має три складові з мікротвердістю 6,0...7,0, 7,0...8,5 та 15 ГПа. Підвищена мікротвердість структурних складових пов'язана із присутністю бору та вищою концентрацією вуглецю у порошку. Найбільша мікротвердість (~15 ГПа) зумовлена присутністю боридів типу FeCrB.

3. Покриття, отримані електродуговим напленням з порошкових дротів ПД-60Х15Р2ГС і ПД-75Х19Р3С2, мають структуру, що складається з мартенситної матриці, зміцненої дрібнодисперсними вclusions боридів FeCrB та FeCr₂B. Твердість покриттів HV 545...565 когезивна міцність 140...150 МПа.

4. В результаті випробувань показано, що найвищу стійкість до корозійно-механічного зношування в корозійно-активних середовищах мають наплавки з порошку на основі Fe–Ni та електродугові покриття з дроту ПД-75Х19Р3С2.

5. Встановлено, що нанесення шарів плазмовим методом з порошку ПР-08Х17Н35С3Р дає змогу приблизно на 2 порядки знизити швидкість корозії у середовищах, що містять хлориди, амоній та сірководень. При терті у сірководневому середовищі ширина доріжки зносу і коефіцієнти тертя у 3...4 рази менші, ніж вихідної сталі, а в нейтральному і лужному розчинах – на 30...50 %.

6. Плазмово-порошкове наплавлення порошком ПР-08Х17Н3С5СР запропоновано для нанесення захисних покриттів на поверхню шибєрів запірної арматури з метою покращення їх корозійно-механічних властивостей і використано на ПАТ «Конотопський арматурний завод».

7. Встановлено, що швидкість корозії електродугових покриттів, напилених з порошкового дроту ПД-75Х19Р3С2, у розчині амонію співмірна зі швидкістю корозії вуглецевої сталі. У хлоридному і хлоридно-сірководневому розчинах нанесення покриттів знижує швидкість корозії сталі майже на 40 %. За присутності сірководню у середовищі на поверхні покриттів формуються сульфідні сполуки, які при терті виконують роль твердої змазки, зменшуючи адгезійну складову контактної взаємодії, що сприяє зниженню зносу матеріалу на 40...42 %.

8. Електродугові покриття з порошкового дроту ПД-75Х19Р3С2 запропоновано використовувати для відновлення пошкоджених поверхонь деталей та їх захисту від корозійно-абразивного зношування у сірководневих середовищах. Покриття були нанесені на поверхню валів у центрифугах очисних споруд ЛМКП «Львівводоканал» і успішно пройшли дослідно-промислово перевірку.

Список літератури

- Landolt, D., Mischler, S. (2011) *Tribocorrosion of passive metals and coatings*. Woodhead Publishing Limited.
- Хома М.С., Рацька Н.Б., Івашків В.Р. та ін. (2019) Корозійні і трибокорозійні властивості плазмових покриттів на основі заліза, нікелю і хрому в середовищах, що містять сірководень, хлориди та аміак. *Наукові нотатки*, **66**, 356–361.
- Student, M., Veselivska, H., Gvozdecki, V. et al. (2008) Corrosion-mechanical resistance of arc-sprayed coatings made from cored powders. *Ukrainian J. of Mechanical Engineering and Materials Sci.*, **4**, **1**, 12–20.
- Гладкий П.В., Переплетчиков Е.Ф., Рябцев И.А. (2007) *Плазменно-порошковая наплавка*. Киев, Экотехнология.
- Переплетчиков С., Василів Х., Винар В. та ін. (2018) Плазмово-порошкове наплавлення високолегованих сплавів на основі заліза, хрому і нікелю на низьколеговані конструкційні сталі з метою підвищення їх зносостійкості. *ФХММ*, **3**, 81–88.
- Похмурська Г.В., Студент М.М., Похмурський В.І. (2017) *Газотермічні покриття*: навчальний посібник. Львів, Простір-М.
- Pokhmurskyi, V., Student, M., Gvozdeckii, V. et al. (2013) Arc-sprayed iron-based coatings for erosion-corrosion protection of boiler tubes at elevated temperatures. *J. of Thermal Spray Technology*, **22**, **5**, 808–819.
- Wielage, B., Pokhmurska, H., Student, M. et al. (2013) Iron-based coatings arc-sprayed with cored wires for applications at elevated temperatures. *Surface and coating technology*, **220**, 27–35.
- Bolelli, G., Milanti, A., Lusvardi, L. et al. (2016) Wear and impact behaviour of High Velocity Air-Fuel sprayed Fe–Cr–Ni–B–C alloy coatings. *Tribology International*, **95**, 372–390.
- Bobzin, K., Zhao, L., Öte, M., Königstein, T. (2017) Novel Fe-based wear and corrosion resistant coatings by three-cathode plasma technology. *Ibid.*, **318**, 288–292.
- Игнатович С.Р., Закиев И.М. (2011) Универсальный микро/нано-индентор «Микрон-гамма». *Заводская лаборатория*, **77**, **1**, 61–67.
- Закалов О.В., Закалов И.О. (2011) *Основи тертя і зношування в машинах*: навчальний посібник. Тернопіль, Видавництво ТНТУ ім. І. Пулюя.
- Khoma, M.S., Ivashkiv, V.R., Chuchman, M.R. et al. (2018) Corrosion cracking of ferrite-pearlitic steels of different structure in the hydrogen sulfide environment under static load. *Procedia Structural Integrity*, **13**, 2184–2189.
- Хома М.С., Івашків В.Р., Галайчак С.А. (2019) Вплив структури сталей на корозію, наводнювання та корозійне розтріскування у сірководневих середовищах. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, **2**, 121–125.

References

- Landolt, D., Mischler, S. (2011) *Tribocorrosion of passive metals and coatings*. Woodhead Publishing Ltd.
- Khoma, M.S. et al. (2019) Corrosion and tribocorrosion properties of plasma sprayed coatings based on iron, nickel and chrome in environment containing hydrogen sulfide, chlorides and ammonia. *Naukovi Notatky*, **66**, 356–361 [in Ukrainian].
- Student, M., Veselivska, H., Gvozdecki, V. et al. (2008) Corrosion-mechanical resistance of arc-sprayed coatings made from cored powders. *Ukrainian J. of Mechanical Engineering and Materials Sci.*, **4**, **1**, 12–20.
- Gladky, P.V., Pereplyotchikov, E.F., Ryabtsev, I.A. (2007) *Plasma-powder surfacing*. Kiev, Ekotekhnologiya [in Russian].
- Pereplyotchikov, E.F., Vasylyiv, Kh., Vynar, V. et al. Plasma-powder surfacing of high-alloyed alloys based on iron, chrome and nickel on low-alloyed structural steels to improve their wear resistance. *Fiz.-Khimich. Mekhanika Materialiv*, **3**, 81–88 [in Ukrainian].
- Pokhmurska, G.V., Student, M.M., Pokhmurskyi, V.I. (2017) *Thermal sprayed coatings*: Manual. Lviv, Prostir-M [in Ukrainian].
- Pokhmurskyi, V., Student, M., Gvozdeckii, V. et al. (2013) Arc-sprayed iron-based coatings for erosion-corrosion protection of boiler tubes at elevated temperatures. *J. Thermal Spray Technol.*, **22**, **5**, 808–819.
- Wielage, B., Pokhmurska, H., Student, M. et al. (2013) Ironbased coatings arc-sprayed with cored wires for applications at elevated temperatures. *Surface and Coating Technol.*, **220**, 27–35.
- Bolelli, G., Milanti, A., Lusvardi, L. et al. (2016) Wear and impact behaviour of high velocity air-fuel sprayed Fe–Cr–Ni–B–C alloy coatings. *Tribology Int.*, **95**, 372–390.
- Bobzin, K., Zhao, L., Öte, M., Königstein, T. (2017) Novel Fe-based wear and corrosion resistant coatings by three-cathode. *Plasma Technology, Ibid.*, **318**, 288–292.
- Ignatovich, S.R., Zakiev, I.M. (2011) Universal micro/nano-indenter «Micron-gamma». *Zavodskaya Laboratoriya*, **77**, **1**, 61–67 [in Russian].
- Zakalov, O.V., Zakalov, I.O. (2011) *Fundamentals of friction and wear in machines*: Manual. Ternopil, TNTU [in Ukrainian].
- Khoma, M.S., Ivashkiv, V.R., Chuchman, M.R. et al. (2018) Corrosion cracking of ferrite-pearlitic steels of different structure in the hydrogen sulfide environment under static load. *Procedia Structural Integrity*, **13**, 2184–2189.
- Khoma, M.S., Ivashkiv, V.R., Galaichak, S.A. (2019) Influence of structure of steels on corrosion, hydrogenation and corrosion cracking in hydrogen sulfide environment. *Fiz.-Khimich. Mekhanika Materialiv*, **2**, 121–125 [in Ukrainian].

APPLICATION OF PLASMA-POWDER AND ELECTRIC ARC COATINGS TO INCREASE TRIBOCORROSION RESISTANCE OF STEELS IN AGGRESSIVE ENVIRONMENT

V.I. Pokhmursky¹, M.S. Khoma¹, I.O. Ryabtsev², Ye.F. Pereplyotchikov¹, V.A. Vynar¹

¹G.V. Karpenko Physical-Mechanical Institute of the NAS of Ukraine, 5 Naukova Str., 79060, Lviv, Ukraine,
E-mail: pminasu@ipm.lviv.ua

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

The corrosion and tribocorrosion characteristics of plasma-powder and electric arc coatings on tubular steels in chloride-containing media with hydrogen sulfide and ammonium were studied. It was established that the corrosion resistance of coatings applied by plasma-powder surfacing and electric arc spraying increases with increasing pH of the solution. It was shown that in these media the most resistant to corrosion and mechanical fracture were the coatings that were deposited by the plasma method of powder of 08Kh17N35S3R alloy. It was established that electric arc coatings sprayed using the flux-cored wire 75Kh19R3S2 reduce the corrosion current density of carbon steels in hydrogen sulfide solution by 40%. In the same medium on the surface of the coatings sulfide compounds are formed, which during friction act as a solid lubricant, which reduces the wear of the material by 40...42%. The electric arc coatings produced by the flux-cored wire 75Kh19R3S2 were proposed to be used to restore damaged surfaces of parts and protect them from corrosion and abrasive wear in the hydrogen sulfide media. 14 Ref., 5 Tabl., 4 Fig.

Key words: plasma-powder surfacing, electric arc coatings, corrosion, tribocorrosion, chlorides, hydrogen sulfide, ammonium

Надійшла до редакції 07.05.2020

ВОЛЬФРАМОВІ ЕЛЕКТРОДИ БЕЗ ТОРІЮ

Червоні вольфрамові електроди містять від 1,7 до 2,2 % торію. Торій покращує якість вольфрамових електродів, але також має радіотоксичну сполуку, що становить небезпеку для зварників, особливо під час шліфування.

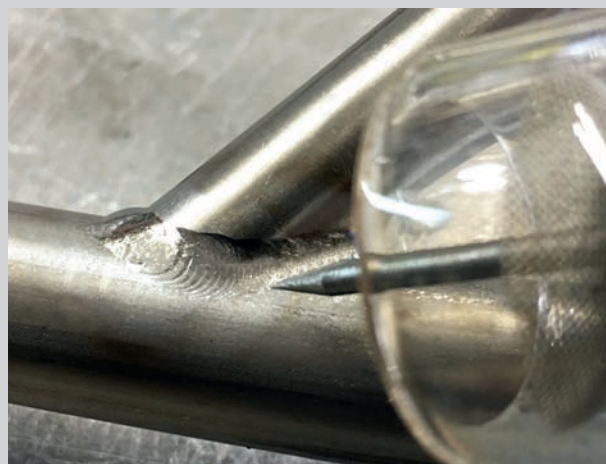
Технологія MultiStrike® компанії Huntingdon Fusion (Великобританія) з вольфрамовим синім наконечником HFT® (містить суміш нерадіоактивних рідкоземельних елементів) виключає ризик для здоров'я, викликаний використанням радіотоксичних торійованих вольфрамових електродів, зберігаючи при цьому високу ефективність вольфрамового електроду.

Зварники сьогодні продовжують використовувати торійовані вольфрамові електроди як більш дешеву альтернативу іншим безпечнішим вольфрамовим електродам, часто не знаючи про ризики. Оскільки MultiStrikes® не має радіотоксичних та канцерогенних добавок, тому під час шліфування наконечників немає небезпечного пилу, який вдихають.

Обширні випробування показують, що вольфрамові електроди MultiStrike® забезпечують до 10 разів довший термін експлуатації та покращені характеристики дуги порівняно з іншими вольфрамовими електродами при випробуваннях в тих же умовах.

MultiStrikes® може бути використаний для зварювання алюмінію на змінному струмі (фото зверху), а також сталей на постійному струмі (фото знизу), що дозволяє зварювальнику мати лише один тип вольфрамового електроду для зварювання всіх матеріалів та зменшити номенклатуру при закупівлі.

MultiStrike® забезпечує економію за рахунок більш тривалого терміну експлуатації, витримує більше ударів на електрод перед повторним шліфуванням, потребує меншої кількості повторних робіт та менших витрат на потужність джерела живлення. Зараз немає необхідності зберігати декілька типів електродів – MultiStrike® робить все.



За матеріалами сайту www.huntingdonfusion.com.

ОСОБЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ БІМЕТАЛЕВИХ ТОНКОЛИСТОВИХ З'ЄДНАНЬ Al–Ti МЕТОДОМ ДИФУЗІЙНОГО ЗВАРЮВАННЯ У ВАКУУМІ

Ю.В. Фальченко, Л.В. Петрушинець, Є.В. Половецький

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

Приведено результати досліджень ефективності застосування технології дифузійного зварювання в вакуумі для отримання тонколистового біметалу алюміній-титан розміром 120×120 мм. Досліджено вплив параметрів зварювання на мікроструктуру та механічні властивості з'єднань. Встановлено, що зварювання матеріалів з фольги ускладнене внаслідок її низької деформаційної здатності. Використання при зварюванні в якості «активаторів» термічно стійких порошків з SiC та WC не дозволяє отримати якісні з'єднання через впровадження твердих часточок в матеріал, що зварюється, та утворення дефектів у вигляді наскрізних отворів. Показано, що використання сталевोї сітки для активації пластичної деформації на контактних поверхнях фольги дозволяє суттєво знизити тиск зварювання та отримати бездефектні з'єднання між титаном та алюмінієм, з вищими в 1,7 рази значеннями міцності у порівнянні з шаруватими з'єднаннями Al+Ti, отриманими без використання сітки. Бібліогр. 12, табл. 1, рис. 6.

Ключові слова: алюміній, титан, фольга, біметалеві з'єднання, дифузійне зварювання

Панелі зі сплавів алюмінію завдяки низькій питомій вазі та корозійній стійкості в атмосферних умовах знайшли широке використання в авіакосмічній галузі та машинобудуванні. Попередні дослідження авторів роботи [1] показали, що міцність тришарової алюмінієвої панелі обмежується міцністю стільникового заповнювача. Для розширення можливостей застосування подібних конструкцій існує необхідність в заміні матеріалу заповнювача на більш стійкий до стиснення. Так, в роботі [2] було запропоновано замінити заповнювач зі сплаву алюмінію АЦ5К5 на сплав титану ВТ6С товщиною 3...4 мм. Але, з урахуванням того, що питома вага титану вдвічі більша, ніж у алюмінію, його використання в якості заповнювача призведе до суттєвого збільшення загальної ваги конструкції, що при використанні в авіакосмічній галузі небажано.

Розробка нових матеріалів, які мають підвищені механічні властивості, для роботи в специфічних умовах навантаження в галузях авіа-, ракетобудування, хімічної промисловості тощо, є актуальною. В останні роки значну увагу науковців привернули шаруваті композиційні матеріали (ШКМ) через можливість поєднувати в собі властивості металів, що входять до їх складу [3–5]. Алюміній завдяки його низькій щільності, високій теплопровідності та корозійній стійкості широко використовується в різних галузях. Титан при відносно низькій щільності володіє антикорозійними властивостями та високою міцністю. Легкі шаруваті композиційні матеріали Al–Ti, що поєднують в собі властивості обох металів, мають ви-

сокі значення міцності, жорсткості і ударної в'язкості [6, 7]. З огляду на це виникає необхідність в розробці технології отримання таких ШКМ для подальшого використання при виготовленні стільникового заповнювача.

В попередній роботі авторів [8] було показано, що з'єднання фольги з Al та Ti на режимах зварювання нижчих за температуру плавлення алюмінію (660 °C) запобігає утворенню суцільного інтерметалідного прошарку між шарами цих металів. З огляду на це доцільно застосовувати методи з'єднання в твердій фазі, зокрема перспективним є дифузійне зварювання в вакуумі (ДЗВ). Відомо, що для покращення зварювання необхідно створити в стику умови для збільшення деформацій зсуву, що може бути досягнуто завдяки використанню активаторів пластичної деформації у вигляді перфорованих прошарків, сітки або порошкової суміші. Автори роботи [9] при зварюванні тонкої біметалевої фольги пропонують використовувати рухомі підкладки з порошкового матеріалу.

З урахуванням сказаного вище, метою даної роботи було дослідити особливості дифузійного зварювання у вакуумі тонколистових матеріалів з алюмінію і титану з використанням активаторів пластичної деформації у вигляді порошку або сталевої сітки.

В якості матеріалу для досліджень була використана фольга з алюмінієвого сплаву АД1 і титанового сплаву ВТ1-0 з товщиною відповідно 150 та 60 мкм. Розмір листів становив 120×120 мм. Хімічний склад матеріалів приведено в таблиці. Перед зварюванням зразки зачищали за допомогою шабера та знежирювали спиртом.

Фальченко Ю.В. – <https://orcid.org/0000-0002-3028-2964>, Петрушинець Л.В. – <https://orcid.org/0000-0001-7946-3056>, Половецький Є.В. – <https://orcid.org/0000-0002-8113-0434>

© Ю.В. Фальченко, Л.В. Петрушинець, Є.В. Половецький, 2020

Хімічний склад сплавів АД1 і ВТ1-0 [10]

Сплав	Вміст елементів, мас. %								
	Al	Ti	Fe	Si	Mn	Cu	Mg	Zn	Сума домішок
АД1	Основа	0,15	0,3	0,3	0,025	0,02	0,05	0,1	–
ВТ1-0	–	Основа	0,025	0,10	–	–	–	–	0,30

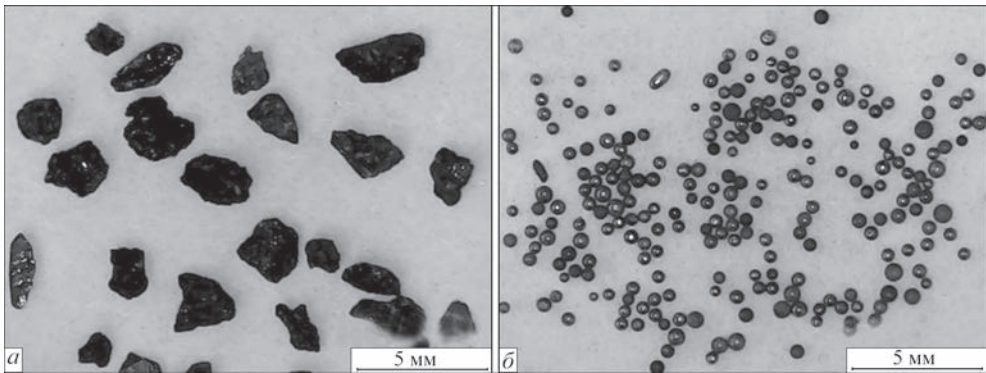


Рис. 1. Вигляд порошку SiC (а) і WC (б), який використовували в дослідженнях при зварюванні фольги алюмінію з титаном

Зварювання проводили у вільному стані у вакуумній камері установки П115, яка оснащена системою радіаційного нагріву. Збірку зі зразками встановлювали між масивними штоками зі сталі з відшліфованими поверхнями.

Нагрівання здійснювали молібденовими нагрівачами, розташованими навколо зразків. Температуру нагрівання контролювали хромель-алюмелевою термопарою, зафіксованою на оснащенні. Тиск до зразків прикладали від пресу через нижній шток. Контроль значення тиску здійснювали за допомогою динамометру.

Для локалізації деформації по поверхні фольги при зварюванні використовували підкладки з порошку SiC або WC, або металеву сітку з нержавіючої сталі 12Х18Н9Т товщиною 1 мм з розміром комірки 4×4 мм.

При виборі порошку виходили з того, що він повинен бути термічно стабільний при температурі зварювання. Застосовували порошок SiC неправильної форми з фракцією часток відповідно 2...3 мм та сферичний порошок WC з фракцією часток 0,5...1,0 мм (рис. 1).

Зварювання проводили на режимі: температура $T_{зв} = 580\text{ }^{\circ}\text{C}$, тиск $P_{зв} = 5...20\text{ МПа}$, тривалість зварювання $t_{зв} = 20\text{ хв}$.

Аналіз структурних характеристик фольги і зварних з'єднань проводили за допомогою скануючого електронного мікроскопу CAMSCAN 4, оснащеного системою енергодисперсійного аналізу EDX INCA 200 для локального хімічного складу на плоских зразках, а також оптичного мікроскопу Biwyily USB 500. Шліфи поперечного перерізу зварних з'єднань підготовували за стандартною методикою з використанням шліфувально-полірувального устаткування фірми Struers.

При дослідженні механічних властивостей на стиснення використовували цифровий контролер тиску фірми «KOLI» марки ХК3118Т1 і датчик

тиску фірми «CAS» марки MNC-1 з робочим інтервалом від 0 до 1000 кг.

Проведений нами літературний огляд [8] показав, що для отримання шаруватого матеріалу з фольги Al та Ti без утворення в стику суцільного інтерметалідного прошарку доцільно застосовувати дифузійне зварювання в вакуумі.

При зварюванні тонкої фольги зі сплавів алюмінію необхідно брати до уваги наступні чинники:

- алюміній на поверхні має щільну, термічно стійку оксидну плівку;
- сама фольга як матеріал внаслідок виготовлення способами прокатки має нагартовану поверхню;
- зі зменшенням товщини фольги її зварювання ускладнюється внаслідок зменшення обсягу металу, здатного до пластичної деформації.

Проведені нами дослідження при зварюванні тонких матеріалів у вигляді фольги алюмінію (Al+Al) товщиною 50...200 мкм на рекомендованих в довідниковій літературі режимах [11] показали, що в стику спостерігаються дефекти у вигляді пор. Для усунення дефектів при зварюванні

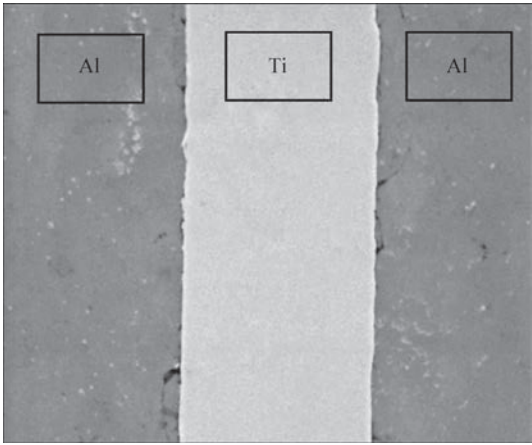


Рис. 2. Мікроструктура з'єднання Al+Ti, отриманого у вільному стані на режимі: $T_{зв} = 580\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P_{зв} = 20\text{ МПа}$, $t = 20\text{ хв}$.

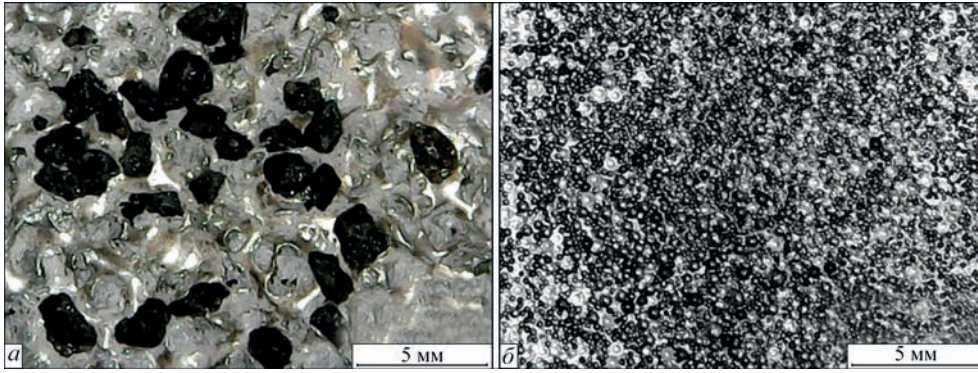


Рис. 3. Вигляд поверхні з'єднання Al+Ti після зварювання з використанням часток SiC (а) і WC (б), отриманих на режимі $T_{зв} = 580\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P_{зв} = 5\text{ МПа}$, $t = 20\text{ хв}$.

фольги необхідно підвищувати значення параметрів процесу, а саме температуру з 500 до 600 $^{\circ}\text{C}$ та тиск зварювання з 10...15 до 40 МПа [1]. Але при зварюванні алюмінієвої та титанової фольги цей технологічний прийом результатів не дає, хоча масивні матеріали із цих сплавів мають задовільну зварюваність і при більш низьких параметрах зварювання $T_{зв} = 560\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P_{зв} = 20\text{ МПа}$ [12].

Як показали наші дослідження, зварювання тонколистових біметалевих матеріалів Al+Ti (товщиною до 200 мкм) при підвищених значеннях тиску до 20 МПа ускладнено через низьку деформаційну здатність фольги. В зоні з'єднання спостерігається щільний контакт між титаном та алюмінієм з окремими порами та тріщинами (рис. 2). З урахуванням розмірів зразків використання таких зусиль призводить до значної деформації зварювального оснащення та його швидкого виходу з ладу.

Відповідно до прийому, описаному в [9], для зварювання між фольгою та оснащенням додатково розміщували прошарок з порошку SiC або WC, що створювало в окремих точках деформації зсуву та давало змогу підвищити деформаційну здатність фольги в цілому. Застосування порошку дозволило знизити тиск зварювання з 20 до 5 МПа.

Як показали проведені дослідження, при використанні порошку з SiC відбувається впровадження його часток в біметалевий матеріал, що зварюється, з утворенням значних за розміром, наскрізних, отворів нерівної форми (рис. 3, а). Також під впливом термдеформаційного циклу зварювання окремі гранули SiC частково огортаються алюмінієм, що унеможливило їх подальше видалення без пошкодження біметалевого матеріалу.

Заміна порошку SiC на WC з частками сферичної форми дозволяє знизити дефектність поверхонь з'єднань: розміри отворів зменшуються, також в них зникають гострі кути (рис. 3, б). Проте зменшення розмірів часточок та їх правильна форма сприяють більш інтенсивному «поглинанню» порошку поверхнею алюмінієвої фольги.

Загальними недоліками при використанні обох «порошків-активаторів» є наступне:

- високі значення шорсткості поверхонь;
- нерівномірний розподіл часток по поверхні фольги;
- впровадження твердих часточок в матеріал, що зварюється;
- утворення дефектів у вигляді наскрізних отворів;
- збільшення ваги біметалевого зразка.

Виходячи з викладеного вище, можна зробити висновок, що застосування порошку для виготовлення тонколистового біметалевого матеріалу не дозволяє отримати з'єднання, придатні для подальшого використання.

З метою підвищення деформаційної здатності фольги з одночасним зниженням значення тиску при зварюванні в подальшому було використано в якості активатора пластичної деформації сітки зі сталі. Даний технологічний прийом дозволяє рівномірно локалізувати пластичну деформацію по всій поверхні фольги. На мікроструктурі з'єднань, отриманих з використанням сітки, між алюмінієм і титаном дефекти відсутні (рис. 4).

Для оцінки міцності отриманого біметалевого матеріалу проводили механічні випробування на стиснення. Для цього з біметалевих пластин вирізали смуги 70×12 мм та згортали з них циліндри з перекриттям країв 5 мм. Для запобігання розгортання циліндрів під час випробувань на ділян-

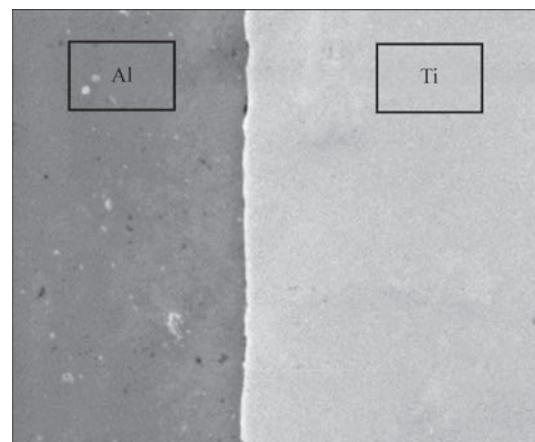


Рис. 4. Мікроструктура з'єднання Al+Ti, отриманого з використанням сітки на режимі: $T_{зв} = 580\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P_{зв} = 5\text{ МПа}$, $t = 20\text{ хв}$.



Рис. 5. Загальний вигляд циліндричних зразків до (а) і після (б) випробувань на стиснення

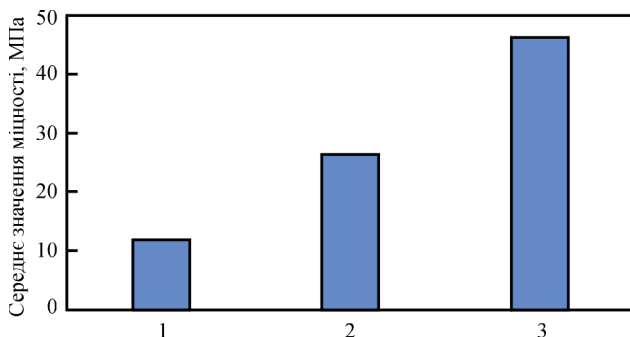


Рис. 6. Результати механічних випробувань на стиснення циліндричних зразків: 1 – фольга з вихідного алюмінію; 2 – біметал Al+Ti; 3 – біметал Al+Ti, отриманий з використанням сітки ці перекриття матеріалу методом контактної зварювання ставили дві прихватки. Далі сформовані таким чином зразки стискали з контрольованим ступенем осадження в 50 % від початкової висоти. На рис. 5 наведений зовнішній вигляд зразків до і після випробувань на стиснення.

Отримані результати показали, що міцність біметалевих з'єднань Al+Ti, отриманих з використанням сітки в 3,8 рази вища ніж у з'єднань з чистого алюмінію (46,3 проти 12,1 МПа), та в 1,7 рази перевищує міцність з'єднань Al+Ti, отриманих без використання сітки (46,3 проти 26,5 МПа) (рис. 6).

Також було встановлено, що на біметалевих зразках, отриманих з використанням сітки при випробуваннях на стиснення, відшарування фольги не відбувається.

Висновки

1. Зварювання тонколистових біметалевих матеріалів Al+Ti ускладнено через низьку деформаційну здатність фольги. В зоні з'єднання зразків спостерігаються окремі пори та тріщини.

2. Використання активаторів пластичної деформації з тугоплавких порошків SiC та WC не дозволяє отримати якісні біметалеві з'єднання перш за все через впровадження твердих часточок в матеріал, що зварюється, та утворення дефектів у вигляді наскрізних отворів.

3. Використання сталеві сітки в якості активатора пластичної деформації на контактних поверхнях фольги дозволяє суттєво знизити тиск зварювання та отримати бездефектні з'єднання між титаном та алюмінієм, з вищими значеннями міцності у порівнянні з шаруватими з'єднаннями Al+Ti, отриманими без використання сітки.

Список літератури/References

1. Петрушинець Л. В., Фальченко Ю. В., Федорчук В. С., Шинкаренко В. С. (2018) Можливості виготовлення зварних трьохшарових сотових панелей з алюмінієвих сплавів. *Автоматическая сварка*, 7, 31-36.
2. Башурин А.В., Мاستихин Е.Ю., Колмыков В.И. (2010) Диффузионная сварка пустотелых биметаллических панелей. *Заготовительные производства в машиностроении*, 1, 13-15.
3. Kim, J.S., Park, J., Lee, K.S. et al. (2016) Correlation between bonding strength and mechanical properties in Mg/Al two-ply clad sheet. *Metals and Materials International*, 22, 771-780.
4. Ma, M., Huo, P., Liu, W.C. et al. (2015) Microstructure and mechanical properties of Al/Ti/Al laminated composites prepared by roll bonding. *Materials Science and Engineering: A*, 636, 301-310.
5. Zhang, B., Kou, Y., Xia, Y.Y., Zhang, X. (2015) Modulation of Strength and Plasticity of Multiscale Ni/Cu Laminated Composites. *Materials & Design*, 636, 216-220.
6. Patselov, A., Greenberg, B., Gladkovskii et al. (2012) Layered Metal-intermetallic Composites in Ti-Al System: Strength Under Static and Dynamic Load. *AASRI Proceedings*, 3, 107-112.
7. Hailiang, Yu, Cheng, Lu, A. Kiet Tieu et al. (2016) Annealing effect on microstructure and mechanical properties of Al/Ti/Al laminate sheets. *Materials Science & Engineering A*, 13, 195-204.
8. Falchenko, Yu.V., Petrushynets, L.V., Polovetskii E.V. (2020) Peculiarities of producing layered metal composite materials on aluminium base. *The Paton Welding J.*, 4, 9-18.
9. Лебедев Н.В., Агольцов А.Я., Семочкин А.Н. (1980) Сварка давлением алюминиевой фольги с медной. *Вопросы атомной науки и техники*, 1, 163-166.
10. Карпачев Д.Г., Доронькин Е.Д., Цукерман С.А. и др. (2001) *Цветные металлы и сплавы. Справочник*. Нижний Новгород, Вента-2.
11. Козаков Н.Ф. (1968) *Диффузионная сварка в вакууме*. Москва, Машиностроение.
12. Григоренко Г.М., Половецкий Е.В., Фальченко Ю.В. и др. (2012) Влияние температуры подогрева на структуру биметаллических соединений АМгб в твердом состоянии с ВТ6 способом ДСВ. *Современная электрометаллургия*, 4, 37-41.

References

1. Petrushinets, L.V., Falchenko, Yu.V., Fedorchuk, V.E., Shinkarenko, V.S. (2018) Possibilities of manufacturing three-layer welded honeycomb panels from aluminium alloys. *The Paton Welding J.*, **7**, 25–29.
2. Bashurin, A.V., Mastikhin, E.Yu., Kolmykov, V.I. (2010) Diffusion welding of hollow bimetal panels. *Zagotov. Proizvodstva v Mashinostroenii*, **1**, 13–15 [in Russian].
3. Kim, J.S., Park, J., Lee, K.S. et al. (2016) Correlation between bonding strength and mechanical properties in Mg/Al twophy clad sheet. *Metals and Materials Int.*, **22**, 771–780.
4. Ma, M., Huo, P., Liu, W.C. et al. (2015) Microstructure and mechanical properties of Al/Ti/Al laminated composites prepared by roll bonding. *Mater. Sci. & Engin.: A*, **636**, 301–310.
5. Zhang, B., Kou, Y., Xia, Y.Y., Zhang, X. (2015) Modulation of strength and plasticity of multiscale Ni/Cu laminated composites. *Materials & Design*, **636**, 216–220.
6. Patselov, A., Greenberg, B., Gladkovskii et al. (2012) Layered metal-intermetallic composites in Ti–Al system: Strength under static and dynamic load. *AASRI Procedia*, **3**, 107–112.
7. Hailiang, Yu, Cheng, Lu, A. Kiet Tieu et al. (2016) Annealing effect on microstructure and mechanical properties of Al/Ti/Al laminate sheets. *Mater. Sci. & Engin. A*, **13**, 195–204.
8. Falchenko, Yu.V., Petrushynets, L.V., Polovetskii E.V. (2020) Peculiarities of producing layered metal composite materials on aluminium base. *The Paton Welding J.*, **4**, 9–18.
9. Lebedev, N.V., Agoltsov, A.Ya., Semochkin, A.N. (1980) Pressure welding of aluminium foil to copper one. *Voprosy Atomnoj Nauki i Tekhniki*, **1**, 163–166 [in Russian].
10. Karpachev, D.G., Doronkin, E.D., Tsukerman, S.A. et al. (2001) *Non-ferrous metals and alloys*: Refer. Book. Nizhni Novgorod, Venta-2 [in Russian].
11. Kozakov, N.F. (1968) *Vacuum diffusion welding*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
12. Grigorenko, G.M., Polovetsky, E.V., Falchenko, Yu.V. et al. (2012) Influence of preheating temperature on structure of bimetal joints of AMg6 in solid state with VT6 using VDW method. *Sovrem. Elektrometall.*, **4**, 37–41 [in Russian].

PECULIARITIES OF PRODUCING Al-Ti BIMETAL SHEET JOINTS BY THE METHOD OF VACUUM DIFFUSION WELDING

Iu.V. Falchenko, L.V. Petrushynets, Ye.V. Polovetskyi

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

Given are the results of investigation of the effectiveness of application of vacuum diffusion welding technology to obtain aluminium-titanium bimetal sheets of 120×120 mm size. The effect of welding parameters on the joint microstructure and mechanical properties was studied. It is established that welding of foil materials is complicated, because of its low deformability. Application of thermally stable SiC and WC powders as «activators» in welding does not allow producing sound joints, because of hard particles embedding into the material being welded, and formation of defects in the form of through-thickness holes. It is shown that application of steel net for activation of plastic deformation on the foil contact surfaces, allows a significant lowering of welding pressure and producing defect-free joints between titanium and aluminium, with 1.7 times higher strength values, compared to layered Al+Ti joints, produced without using the net. 12 Ref., 1 Tabl., 6 Fig.

Keywords: aluminium, titanium, foil, bimetal joints, diffusion welding

Надійшла до редакції 07.07.2020

ХІХ МІЖНАРОДНИЙ ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ – 2020

МІЖНАРОДНІ СПЕЦІАЛІЗОВАНІ ВИСТАВКИ












24 - 27

листопада



ОРГАНІЗАТОР:

Міжнародний виставковий центр

Генеральний інформаційний партнер:



Ексклюзивний медіа партнер:

ЖУРНАЛ
ГОЛОВНОГО
ІНЖЕНЕРА

Технічний партнер:





Міжнародний виставковий центр
Україна, 02002, Київ
Броварський пр-т, 15
М "Лівобережна"

☎ (044) 201-11-65, 201-11-56, 201-11-58
e-mail: alexk@iec-expo.com.ua
www.iec-expo.com.ua, www.mec.ukr
www.tech-expo.com.ua

ПІДВИЩЕННЯ СЛУЖБОВИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ МЕТАЛОКОНСТРУКЦІЙ ОБРОБКОЮ ВИБУХОМ

А.Г. Бризгалін, Є.Д. Пекар, П.С. Шльонський, Л.В. Царенко

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

Обробка металів вибухом в сучасному розумінні являє собою різні технологічні процеси, засновані на застосуванні енергії вибуху і дозволяють поліпшувати ті чи інші службові властивості металів або зварних конструкцій. В ІЕЗ ім. Є.О. Патона розроблено технології обробки вибухом для підвищення корозійної стійкості, розмірної стабільності, циклічної довговічності зварних конструкцій, зниження залишкових напружень, усунення дефектів форми резервуарів, підвищення міцності, пластичності, холодостійкості низьковуглецевих сталей. Зазначені технології мають високу мобільність і оперативність, незалежність від зовнішніх джерел енергії. Їх недоліком є обмеженість застосування вибуху в населених пунктах і тривалість процесу отримання дозвільної документації. Проте, є багатий досвід застосування обробки вибухом в умовах діючого промислового виробництва. Бібліогр. 15, рис. 6.

Ключові слова: обробка вибухом, зварні конструкції, службові властивості, корозійна стійкість, міцність, пластичність, довговічність

Поняття «обробка металів вибухом» (ОВ) складається з широкого спектру технологічних процесів, заснованих на специфіці імпульсного впливу продуктів детонації вибухових речовин (ВР) на матеріал, що оброблюється. Перший патент, в якому описана технологія з'єднання труб за допомогою високошвидкісного вибухового деформування, був виданий у Англії в 1898 р. Найбільш відомою з ранніх публікацій виявилася доповідь групи американських дослідників про роботи по впливу ВР на низьковуглецеву сталь, виконані у 1919–1926 рр. У 1940-х опубліковані роботи англійських дослідників, присвячені різним аспектам проблеми обробки металів вибухом. У 1951 р. Н. Маклеодом було заявлено перший винахід – зміцнення вибухом високомарганцевистої сталі. Цей метод знайшов застосування в промисловості США, Канади та СРСР. У 1966 р. опубліковано монографію Дж. Райнхарта і Дж. Пірсона [1], що містила огляд отриманих на той час результатів досліджень по обробці металів вибухом.

Початок планомірних досліджень і використання методу імпульсної обробки металів можна віднести до 1950-х років, перш за все завдяки роботам групи вчених під керівництвом М.Л. Лаврентьєва, який відкрив явище зварювання при високошвидкісному косому зіткненні металів, цілеспрямоване вивчення якого стало основою технології зварювання вибухом. Подальші дослідження, проведені в основному вченими СРСР, США і Англії, дозволили створити ряд технологій, широко використовуваних в промисловості [2].

Серед імпульсних технологій найбільш широке поширення набуло зварювання вибухом.

Унікальні можливості цього виду зварювання дозволяють створювати міцно-щільні з'єднання різних за своїми властивостями металів, що не зварюються ніякими іншими способами, а також композиційні матеріали різного складу.

Високомарганцевисті сталі мають здатність до різкого підвищення поверхневої твердості в результаті імпульсного високошвидкісного впливу. Для підвищення ресурсу швидкозношуваних деталей залізничної колії, гірничодобувної та гірничозбагачувальної техніки і обладнання використовується поверхнeve зміцнення сталей за допомогою ОВ. На відміну від інших відомих способів поверхневого зміцнення (прокатка роликами, дрібоструменева обробка, проковка та ін.), що дають збільшення твердості на глибину до 4 мм, ОВ дозволяє отримувати глибину зміцненого шару до 35 мм і більше, що підвищує зносостійкість виробів не тільки за рахунок підвищення твердості, але і за рахунок більш сприятливого розподілу створюваних обробкою залишкових напружень (ЗН) в приповерхневому шарі.

Технологія штампування вибухом використовується в тих випадках, коли неможливо застосувати традиційні способи штампування – деталі великої товщини, необхідність максимального зниження зворотних пружних деформацій.

Широко використовується ОВ в технологіях обробки порошкових і композиційних матеріалів [1]. Ударно-хвильовий вплив при вибуховому навантаженні дозволяє модифікувати властивості і обробляти високоміцні, тверді, важкопресуємі порошкові матеріали, отримувати великогабаритні високощільні заготовки і вироби складної форми, що недосяжно в традиційних технологіях.

Не так широко відомі, але знаходять своє застосування в промисловості і інші види ОВ, такі як синтез нових матеріалів, карбування, прошивка отворів, коли зусилля робочого інструмента задається за допомогою вибуху, клепка, приварка труб до трубних ґрат, брикетування стружки та ін.

У 1967 р. в ІЕЗ ім. Є.О. Патона було встановлено, що імпульсна обробка [3] здатна істотно впливати на службові властивості металоконструкцій.

Можливо умовно виділити три основні механізми впливу обробки металів вибухом на зміну службових властивостей конструкцій:

1. Зміна структури металу, що виражається в подрібненні і зміні взаємного розташування зерен та неметалевих включень, утворення двійників і ліній ковзання, істотному збільшенню кількості дислокацій, активізації рухливості яких, наприклад, нагріванням, призводить до позитивної зміни службових властивостей металу конструкцій. Цей механізм був використаний при розробці способів підвищення зносостійкості ріжучих елементів гірничодобувної техніки, що виготовляються з високоміцної марганцевистої сталі, виготовлення еталонів твердості, підвищення стійкості низьковуглецевих сталей до водневого окиснення.

2. Зміна або створення нових полів ЗН.

Можливо виділити два способи реалізації даного механізму, один з яких відноситься до зварних вісесиметричних виробів, а інший – до плоских зварних листів [4].

Перший полягає в метанні стінки труби, що призводить до роздачі (експандування) металу в зоні дії кільцевих зварювальних пружних деформацій розтягування, зазвичай застосовуваний при ОВ кільцевих швів переважно великогабаритних оболонок, а також трубопроводів, з вільним доступом всередину, або, навпаки, до обтиснен-

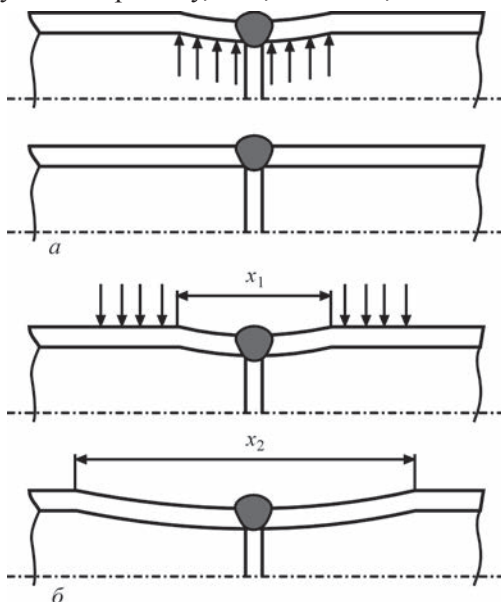


Рис. 1. Принципові схеми ОВ кільцевих швів циліндричних конструкцій: а – внутрішнім зарядом; б – зовнішнім

ня (осадці) стінки труби в зонах дії стискаючих пружних деформацій. На рис. 1 схематично зображено «метальні» варіанти ОВ кільцевих швів в конструкціях типу циліндричних резервуарів і трубопроводів.

Параметри зовнішніх кільцевих зарядів можуть бути підібрані таким чином, що радіус труби в зоні розташування заряду після ОВ буде менше радіуса кільцевого шва, що призведе до створення в шві ЗН стиснення.

Другий зі згаданих вище способів, застосовуваний при ОВ листових конструкцій, складається в додаванні до металу зварного з'єднання нормального тиску, створюваного вибухом, яке призводить до утворення пластичних деформацій в площині оброблюваного металу – так званого напружено-деформованого сліду з двохвісними напруженнями стиску. Їх значення може досягати межі плинності металу, воно мало залежить від вихідного напруженого стану зварного з'єднання [4]. Утворення в металі такого «сліду» призводить до релаксації вихідних розтягуючих напружень. На рис. 2 наведено принципові схеми розташування зарядів ВР при обробці плоских зварних з'єднань.

Широке поширення в практиці ОВ придбали порівняно дешеві й доступні детонуючі шнури (ДШ), широко використовувані, зокрема, в гірничодобувній промисловості. Поперечні розміри «сліду» залежать від кількості і геометрії розміщення шнурів на оброблюваній поверхні, завдяки чому конфігурація «сліду» легко регулюється, а глибина «сліду» може бути досить значною, досягаючи десятків міліметрів, тому виявляється можливим ефективно знімати ЗН в з'єднаннях товщиною до 50 мм. На рис. 3 зображені смуги

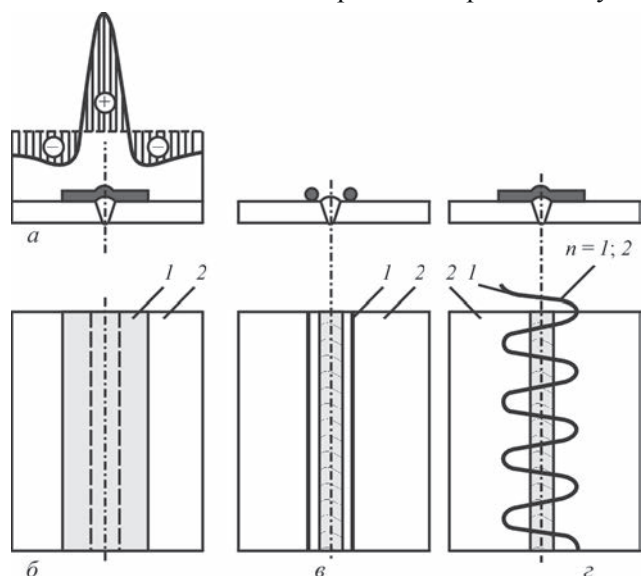


Рис. 2. Принципові схеми ОВ зварних з'єднань листових конструкцій: а – епюра зварювальних ЗН; б – лінійна схема на основі смугового заряду; в – на основі шнурових зарядів; г – схема «змійка» (1 – заряд В; 2 – зварне з'єднання)

плинності, що характеризують конфігурацію і розміри поперечного перерізу реального «сліду» типових розмірів, утвореного в низьковуглецевій сталі детонацією на її поверхні шнура ДШ-А.

Більшість практично застосовуваних технологічних процесів ОВ засновані на використанні саме цього механізму, що пояснює необхідність більш глибокого вивчення процесів, що відбуваються в металі на момент проходження ударної хвилі і взаємозв'язку між параметрами навантаження та напружено-деформованим станом зварних конструкцій.

3. Створення макропластичних деформацій в тілі конструкції, що дозволяють регулювати або змінювати її форму. Такі завдання виникають, як правило, при необхідності усунути будь-які дефекти форми великогабаритних листових конструкцій, наприклад, так званої вуглуватості монтажних стиків циліндричних резервуарів, що виготовляються методом розгортання заготовок, що були зрулоніровані.

Подальші дослідження впливу ОВ на властивості металів і зварних з'єднань [5, 6] показали, що ОВ дозволяє вирішувати досить широке коло завдань, пов'язаних з підвищенням якості та продовження ресурсу зварних конструкцій. Пріоритет в цьому напрямку досліджень на сьогоднішній день належить ІЕЗ ім. Є.О. Патона, де не тільки вивчені механізми вибухового впливу на структуру, напружений стан і властивості зварних з'єднань, але розроблені і знайшли досить широке промислове застосування різні технологічні процеси ОВ [7, 8]. Наведемо найбільш характерні приклади використання ОВ для підвищення надійності, довговічності зварних конструкцій і надання їм нових службових властивостей.

1. Металеві конструкції з високим рівнем робочих або ЗН схильні до небезпеки особливого виду спонтанного руйнування металу, відомого як корозійне розтріскування під напругою. Воно проявляється як в лужних, так і в кислих середовищах. Схильність металевих конструкцій до руйнувань

в активних робочих середовищах визначається трьома основними умовами [6]: 1) властивостями металу; 2) напруженим станом; 3) впливом середовища. Залежно від конкретних умов можливі різні види руйнування конструкцій: від механічного руйнування, коли роль середовища незначна, до видів руйнування, коли незначна роль напруг, наприклад, при загальній корозії.

Наявність в металевій конструкції зварних з'єднань істотно знижує її довговічність при впливі агресивного середовища. Специфічні особливості, які визначають причини, характер, кінетику і механізм руйнувань зварних з'єднань, залежать в основному від теплофізичного і хіміко-металургійного впливу зварювання, тому що воно викликає несприятливі зміни властивостей металу і напруженого стану, що підсилює негативний вплив середовища.

Напружений стан впливає на корозійну поведінку металу внаслідок наступних явищ [6]:

передача металу додаткової енергії, що викликає зменшення його термодинамічної стійкості;

порушення під дією відповідної деформації суцільності і, отже, захисних властивостей оксидних плівок, що призводить до градієнтного розподілу поверхневого потенціалу;

підвищення ступеня неоднорідності, пов'язаної з появою під дією деформацій дефектів кристалічної решітки і утворенням додаткових анодних потенціалів.

В цілому, небезпека впливу напруженого стану на активізацію корозійних процесів полягає не в збільшенні швидкості загальної корозії, а в зміні її характеру, перетворення її з рівномірної в локальну. Незначно впливаючи на загальну корозію, напруги інтенсифікують місцеві види корозії, найбільш небезпечним з яких є розтріскування.

Встановлено [6], що корозійні тріщини викликаються розтягуючими компонентами тензора напружень незалежно від методу навантаження. Для всіх металів час до руйнування безперервно зменшується з ростом величини напружень. Разом з тим, у більшості випадків існує поріг напруги, нижче якого розтріскування не настає протягом тривалого часу або не відбувається зовсім. Величина порогових напружень залежить від конкретних умов: властивостей металу, напруженого стану, корозійного середовища. При цьому існування порогових напружень характерно як для напружень, викликаних зовнішнім навантаженням, так і для залишкових.

Найбільш небезпечні руйнування зварних конструкцій в агресивних середовищах – це руйнування, пов'язані з наводнюванням металу в процесі експлуатації [9]. Це руйнування характерно для конструкційних сталей, особливо сталей під-

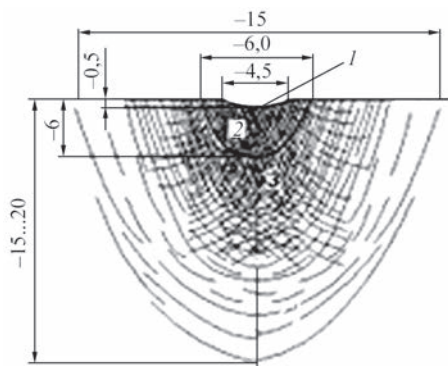


Рис.3. Смуги Чернова–Людерса від вибуху ДШ на поверхні зразка зі сталі Ст3 (інтенсивність смуг відповідає величині пластичної деформації) [5]

вищеної міцності. Причинами переважного наводнення зварних з'єднань є структурна неоднорідність зварного з'єднання і наявність ЗН першого і другого роду.

Зниження ЗН в зварних з'єднаннях, які працюють в контакт з середовищем, що наводнює метал, є необхідною умовою підвищення їх довговічності. У більшості випадків таке зниження досягається проведенням термообробки в режимі високого відпуску. Операція термообробки вимагає великих витрат коштів і часу. Альтернативою термообробці може бути застосування ОВ.

У лужних середовищах ОВ дає можливість забезпечити «абсолютну» корозійну стійкість [9] шляхом зниження ЗН нижче порогових.

На рис. 4 показано криві довговічності в киплячих розчинах нітратів зварних стикових з'єднань низьковуглецевої сталі [9].

Видно, що зниження ЗН нижче порогового рівня повністю виключає можливість корозійного розтріскування зварного з'єднання. ЗН порогового рівня, як виявилось, залежать від товщини металу. Запобігання корозійного розтріскування під напругою в лужних середовищах вельми актуально, зокрема, в алюмінієвій промисловості при виробництві глинозему. В ІЕЗ ім. Є.О. Патона розроблена і знайшла застосування на найбільших алюмінієвих і глиноземних заводах СРСР і Югославії технологія ОВ зварних з'єднань бакового обладнання та технологічних трубопроводів відділень декомпозиції [10].

2. Позитивний ефект у вигляді підвищення втомної довговічності зварних з'єднань на стадії зародження тріщини в багатоциклічній області навантаження досягається при ОВ, по-перше, за рахунок

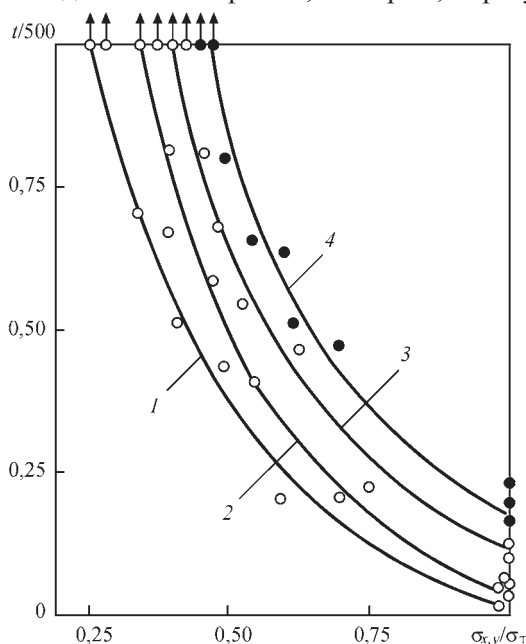


Рис. 4. Залежність довговічності в киплячих розчинах нітратів стикових зварних з'єднань сталі Ст 3 від величини ЗН, віднесених до межі пластичності: 1 – товщина металу 6...8 мм; 2 – 10...14; 3 – 16...22; 4 – 24...30

зняття зварювальних ЗН розтягування і, по-друге, завдяки наведенню в місцях концентраторів напружень ЗН стиснення. В ІЕЗ накопичений великий теоретичний та експериментальний матеріал, який свідчить про високу ефективність цього виду обробки [11]. Встановлено, зокрема, що збільшення опору втоми може бути досить значним і залежить головним чином від схеми та інтенсивності вибухового навантаження, а також від характеристики циклу.

На рис. 5 приведені криві втоми зразків з низьколегованої високоміцної сталі з поперечним ребром, випробуваних при симетричному циклі навантаження.

3. Одним з важливих показників міцності металів і зварних з'єднань, що піддаються впливу змінних навантажень, є їх здатність чинити опір розвитку вже існуючих втомних тріщин. Значимість цього показника полягає в тому, що стадія розвитку тріщини, яка визначається числом циклів до руйнування, може становити 70...90 % загальної довговічності виробу. За допомогою ОВ можна створити в металі інтенсивні «напружено-деформовані сліди» з наперед заданим розподілом і величиною двовісних напружень стиску, які служать бар'єром на шляху поширення тріщин і здатні сповільнювати або зовсім запобігати їх розвитку, а також перешкоджати їх переходу в крихкі тріщини [5].

4. Необхідність зняття ЗН виникає і в тих випадках, коли їх природна релаксація при впливі змінних навантажень може призвести до неприпустимих змін розмірів, геометрії або взаємного положення деталей або частин конструкції, порушення посадочних місць і т.п. Використання ОВ в цьому випадку дозволяє уникнути виникнення поведок, що впливають на експлуатаційні характеристики відповідальних конструкцій. Рис. 6 ілюструє зміну ЗН в результаті ОВ замикаючого стику водоводу діаметром близько 6 м Ташлицької гідроакумулюючої електростанції [5].

5. У практиці в спорудах великогабаритних резервуарів, що виготовляються індустріальним способом з рулонів заготовок і призначених

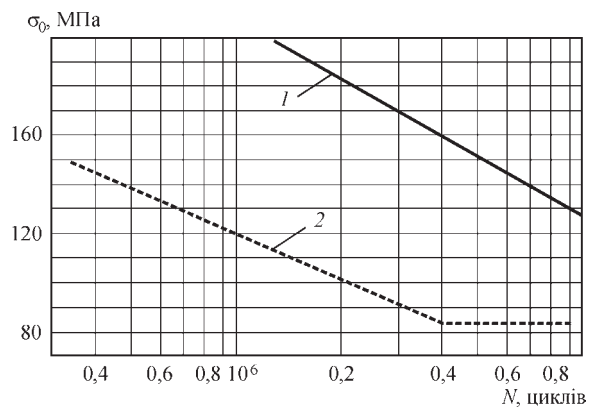


Рис. 5. Криві втомної довговічності зразків з поперечним ребром зі сталі типу АК: 1 – після ОВ; 2 – вихідний стан

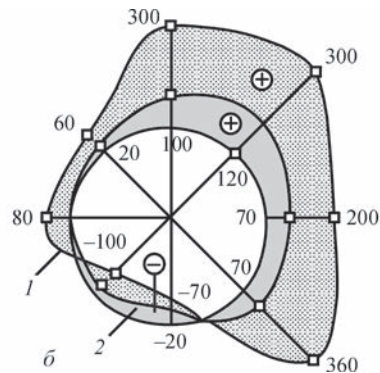
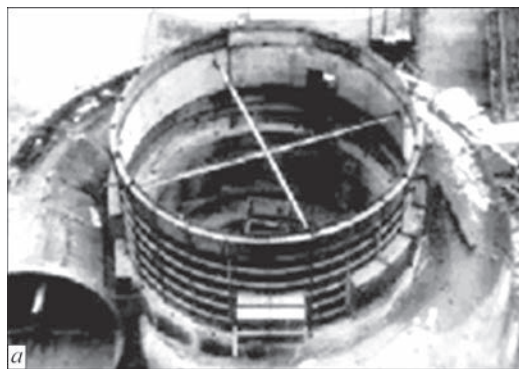


Рис. 6. Загальний вигляд «равлика» водоводу гідроагрегату гідроакумулюючої електростанції (а) та епюри кільцевих ЗН в замикаючому стикі (б): 1 – в початковому стані; 2 – після ОВ

для зберігання нафтопродуктів, в області замикаючих вертикальних монтажних швів часто виникають характерні дефекти форми, так звані вуглуватості, які в процесі експлуатації резервуарів при їх заповненні та спорожненні грають роль концентраторів напружень і викликають пошкодження стінки в результаті малоциклової втоми. В даний час розроблена і промислово використовується технологія ОВ монтажних стиків резервуарів об'ємом до 10...50 тис. м³, що дозволяє в 5...10 разів підвищити довговічність конструкції [12]. Зазначені вище розробки вже доведені до стадії промислово-використовуваних технологій.

У 1980-і роки в ІЕЗ ім. Є.О. Патона розроблено нові технології комбінованої вибухо-термічної та попередньої ОВ крайок, що підлягають зварюванню, так звана вибухо-зварювальна обробка [13, 14]. В основі пакета запропонованих технологій покладена можливість покращувати механічні властивості і структуру металу шляхом зміни його тонкої структури в результаті інтенсивного навантаження під час вибуху та подальшої гомогенізації структури в процесі термообробки або зварювання.

Більшість технологій ОВ, що знайшли на сьогоднішній день практичне застосування, засновані на здатності даного виду післязварювальної обробки істотно знижувати і перерозподіляти ЗН. Як було показано [15], цього ефекту можливо досягти для досить широкого класу конструкцій з товщиною стінки до 50 мм.

Характеризуючи в цілому розглянуті ефекти, що обумовлюються ОВ зварних з'єднань, відзначимо, що з її допомогою досягається підвищення комплексу важливих властивостей зварних з'єднань до рівня, відповідного основному металу, чим забезпечується рівномірність зварних конструкцій, які експлуатуються в екстремальних умовах. Переваги та ефективність ОВ слугують підставою для її широкого промислового використання. Розробка технологічних процесів на основі використання досліджених механізмів обробки повинна здійснюватися для кожного конкретного випадку.

Список літератури

1. Райнхарт Дж.С., Пирсон Дж. (1966) *Взрывная обработка металлов*. Москва, Мир.
2. Крупин А.В., Соловьев В.Я., Попов Г.С. (1991) *Обработка металлов взрывом*. Москва, Металлургия.
3. Михеев П.П., Труфяков В.И., Буштетт Ю.П. (1967) Применение импульсной обработки для повышения выносливости сварных соединений. *Автоматическая сварка*, **10**, 63–64.
4. Dobrushin, L.D., Petushkov, V.G., Bryzgalin, A.G. et al. (2008) *Explosion stress relieving in welded joints of metal structures. Shock-Assisted Materials Synthesis and Processing. Science, Innovations, and Industrial Implementation*. Moscow, Torus Press Ltd.
5. Петушков В.Г. (2005) *Применение взрыва в сварочной технике*. Киев, Наукова думка.
6. Стеклов О. И. (2005) *Прочность сварных конструкций в агрессивных средах*. Москва, Машиностроение.
7. Лобанов Л.М., Добрушин Л.Д., Брызгалин А.Г. и др. (2009) Расширение технологических возможностей обработки взрывом для снижения остаточных напряжений в сварных соединениях декомпозируемых объемом до 5000 м³. *Автоматическая сварка*, **11**, 54–56.
8. Petushkov, V.G., Bryzgalin, A.G. (1997) Improvement of service properties of welded structures by explosion treatment. *Welding and surfacing rev.*, **8**, 167–175.
9. Кудинов В.М., Петушков В.Г. (1985) Сопротивляемость коррозионному растрескиванию сварных соединений, обработанных взрывом. *Сварочное производство*, **7**, 1–4.
10. Артемьев В.И., Пашин А.Н., Петушков В.Г. и др. (1978) Применение энергии взрыва для повышения коррозионной стойкости сварных соединений декомпозируемых. *Цветная металлургия*, **5**, 7–40.
11. Петушков В.Г., Титов В.А., Фадеев Ю.И., Михеев П.П., Кузьменко А.З., Первой В.М., Брызгалин А.Г. (1988) *Способ обработки взрывом сварных соединений*. А. с. № 1453762 СССР.
12. Петушков В.Г., Первой В.М., Титов В.А. и др. (1991) *Способ уменьшения угловых остаточных деформаций сварных соединений*. А. с. № 1700873.
13. Петушков В.Г., Брызгалин А.Г., Локшина Е.Я., Савченко В.С., Смирнова С.Н. (1992) *Способ изготовления сварных металлоконструкций*. А. с. № 1760713 СССР.
14. Петушков В.Г., Фадеев Ю.И., Смирнова С.Н. и др. (1988) Взрывная обработка сварных соединений низкоуглеродистой стали перед их термообработкой. *Автоматическая сварка*, **7**, 68–69.
15. Петушков В.Г., Титов В.А., Брызгалин А.Г. (2002) О предельной толщине сварных соединений, обрабатываемых взрывом. *Там же*, **1**, 22–28.

References

1. Rainhart, J.S., Pierson, J. (1966) *Explosive working of metals*. Moscow, Mir [in Russian].
2. Krupin, A.V., Soloviov, V.Ya., Popov, G.S. (1991) *Explosion treatment of metals*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

3. Mikheev, P.P., Trufiyakov, V.I., Bushtedt, Yu.P. (1967) Application of pulsed treatment for improvement of reliability of welded joints. *Avtomatich. Svarka*, **10**, 63-64 [in Russian].
4. Dobrushin, L.D., Petushkov, V.G., Bryzgalin, A.G. et al. (2008) *Explosion stress relieving in welded joints of metal structures. Shock-Assisted Materials Synthesis and Processing. Science, Innovations and Industrial Implementation*. Moscow, Torus Press Ltd.
5. Petushkov, V.G. (2005) *Application of explosion in welding technology*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
6. Steklov, O.I. (2005) *Strength of welded structures in aggressive media*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
7. Lobanov, L.M., Dobrushin, L.D., Bryzgalin, A.G. et al. (2009) Widening of technological capabilities of explosion treatment for reducing residual stresses in welded joints on up to 5000 m³ decomposers. *The Paton Welding J.*, **11**, 46-48.
8. Petushkov, V.G., Bryzgalin, A.G. (1997) Improvement of service properties of welded structures by explosion treatment. *Welding and Surfacing Rev.*, **8**, 167-175.
9. Kudinov, V.M., Petushkov, V.G. (1985) Resistance to corrosion cracking of welded joints treated by explosion. *Svaroch. Proizvodstvo*, **7**, 1-4 [in Russian].
10. Artemiev, V.I., Pashchin, A.N., Petushkov, V.G. et al. (1978) Application of explosion energy for improvement of corrosion resistance of welded joints of decomposers. *Tsvetnaya Metallurgiya*, **5**, 7-40 [in Russian].
11. Petushkov, V.G., Titov, V.A., Fadeenko, Yu.I. et al. (1988) Method of explosion treatment of welded joints. USSR author's cert. 1453762 [in Russian].
12. Petushkov, V.G., Pervoj, V.M., Titov, V.A. et al. (1991) *Method of reducing of angular residual deformations of welded joints*. USSR author's cert. 1700873 [in Russian].
13. Petushkov, V.G., Bryzgalin, A.G., Lokshina, E.Ya. et al. (1992) *Method of manufacture of welded metal structures*. USSR author's cert. 1760713 [in Russian].
14. Petushkov, V.G., Fadeenko, Yu.I., Smirnova, S.N. et al. (1988) Explosion treatment of low-carbon steel welded joints before their heat treatment. *Avtomatich. Svarka*, **7**, 68-69 [in Russian].
15. Petushkov, V.G., Titov, V.A., Bryzgalin, A.G. (2002) Limiting thickness of welded joints to be explosion treated. *The Paton Welding J.*, **1**, 20-26.

IMPROVEMENT OF SERVICE PROPERTIES OF METAL STRUCTURES BY EXPLOSION TREATMENT

A.G. Bryzgalin, Ye.D. Pekar, P.S. Shlonskyi, L.V. Tsarenko

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

Explosion treatment of metals in the modern sense is represented by different technological processes based on application of the energy of explosion, and allowing improvement of certain service properties of the metals or welded structures. PWI developed technologies of explosion treatment to improve the corrosion resistance, dimensional stability, cyclic fatigue life of welded structures, lower the residual stresses, eliminate defects of tank shape, and increase the strength, ductility, and cold resistance of low-carbon steels. The above technologies have high mobility and responsiveness, and are independent of the external energy sources. Their disadvantage is limited applicability of explosion in settlements and long-term process of obtaining permits. However, there is extensive experience of application of explosion treatment under the conditions of operating industrial production. 15 Ref., 6 Fig.

Keywords: explosion treatment, welded structures, service properties, corrosion resistance, strength, ductility, fatigue life

Надійшла до редакції 11.02.2020

ЖУРНАЛИ для професіоналів



Видається з 1989 р.
Виходить 4 рази на рік
ISSN 0235-3474
doi.org/10.15407/tdnk
Передплатний індекс 74475



Видається з 1948 р.
Виходить 12 разів на рік
ISSN 0005-111
doi.org/10.15407/as
Передплатний індекс 70031



Видається з 1985 р.
Виходить 4 рази на рік
ISSN 2415-8445
doi.org/10.15407/sem
Передплатний індекс 70693

Журнали входять до Переліку наукових фахових видань України

(380-44) 200-8277
journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ З'ЄДНАНЬ РІЗНОЙМЕННИХ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ПРИ ЗВАРЮВАННІ ТЕРТЯМ

І.В. Зяхор, М.С. Завертанний, А.М. Левчук, Л.М. Капітанчук

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

При створенні нових конструкцій авіаційних газотурбінних двигунів актуальним завданням є заміна механічних кріплень елементів конструкції із жароміцних нікелевих сплавів зварними з'єднаннями. В роботі представлено результати досліджень процесів нагрівання, деформації та формування структури з'єднань при зварюванні тертям різнойменних сплавів – гранульного сплаву ЕП741НП з деформованим ЕІ698ВД та ливарним сплавом ВЖЛ12У. Встановлено мінімальні значення тиску, при якому забезпечується осадка (деформація заготовок у макрооб'ємах). Виявлено наявність критичного значення тиску, при перевищенні якого відбувається зміна характеру процесу осадки при зварюванні тертям сплавів ЕП741НП з ВЖЛ12У – від рівномірного укорочення заготовок до ступінчастого. Встановлено діапазон зміни технологічних параметрів процесу зварюванні тертям, в якому забезпечується формування бездефектних з'єднань. Дослідженнями мікротвердості встановлено відсутність в зоні з'єднань сплавів ЕП741НП із ВЖЛ12У ділянок із зниженими показниками мікротвердості. Бібліогр. 22, табл. 2, рис. 11.

Ключові слова: зварювання тертям, жароміцні нікелеві сплави, деформація, γ' -фаза

Для виготовлення дисків і лопаток авіаційних газотурбінних двигунів (ГТД) використовують жароміцні нікелеві сплави (ЖНС) – деформовані, гранульні, ливарні [1–3]. Через нерівномірність нагріву та навантаження елементи турбін виготовляють із різнойменних ЖНС, які з'єднуються між собою механічним кріпленням, що обумовлює збільшення ваги турбіни та двигуна в цілому. При створенні нових конструкцій авіаційних ГТД заміна механічних кріплень зварними з'єднаннями дозволить знизити масу двигуна при збереженні інших експлуатаційних показників [4–8]. Тому застосування зварних вузлів із різнойменних ЖНС у перспективних конструкціях авіаційних ГТД є надзвичайно актуальною проблемою.

Для отримання нероз'ємних з'єднань ЖНС використовують способи зварювання плавленням [9, 10], високотемпературне паяння [11, 12], зварювання тертям [13–18]. Через багатокомпонентність легування ЖНС, при паянні можливе утворення евтектичних прошарків та сегрегація хімічних елементів, що негативно впливає на показники жароміцності з'єднання. Одержання якісних (бездефектних) з'єднань ЖНС при способах зварювання плавленням забезпечується при сумарному вмісті в сплаві алюмінію і титану (основних елементів, що утворюють зміцнюючу γ' -фазу), який не перевищує 4 мас. %. При більшому ступені легування сплавів зварні шви схильні до утворення тріщин [19].

Для нероз'ємного з'єднання високолегованих ЖНС все більше застосування за кордоном знаходить спосіб зварювання тертям (ЗТ) у різних технологічних модифікаціях – ЗТ обертанням і лінійне ЗТ [13–15].

Одержання якісних з'єднань ЖНС при ЗТ можливо за умови забезпечення певної величини потужності тепловиділення в процесі нагрівання і тиску, достатніх для деформації металу в зоні з'єднання на задану величину. Величина потужності тепловиділення при ЗТ визначається поєднанням величин швидкості відносного обертання (або частоти і амплітуди відносного коливального переміщення при лінійному ЗТ), тиску при нагріванні і коефіцієнту тертя конкретних сплавів. Відомо, що без пластичної деформації макрооб'ємів металу у зоні контакту заготовок при ЗТ неможливо отримати якісні з'єднання [20]. Температурний інтервал деформації (ТІД) жароміцного сплаву залежить від його хімічного складу і обмежується з одного боку температурами рекристалізації $T_{\text{рекр}}$ і повного розчинення зміцнюючої γ' -фази $T_{\text{сольвус}}$, а з іншого боку – температурою початку плавлення $T_{\text{солідус}}$.

Зі збільшенням ступеню легування ЖНС (табл. 1) та об'ємної частки γ' -фази ТІД сплаву звужується – температура початку плавлення сплаву знижується, а значення температур $T_{\text{рекр}}$ і $T_{\text{сольвус}}$ підвищуються. Оскільки для формування якісного з'єднання необхідно забезпечити певну величину деформації однієї або обох заготовок, при якій оксиди і адсорбовані плівки витісняються за межі перерізу [20], то одним із параметрів, що контролюється при ЗТ, є величина осадки заготовок. Лише при досягненні її певної величини можливо формування бездефектних з'єднань [13, 17, 20].

Становить науковий інтерес і практичну цінність дослідження термічних циклів і процесу деформації (осадки) заготовок при ЗТ різнойменних

Зяхор І.В. – <https://orcid.org/0000-0001-7780-0688>, Завертанний М.С. – <https://orcid.org/0000-0002-8415-8555>

Левчук – А.М. <https://orcid.org/0000-0002-0361-7394>

© І.В. Зяхор, М.С. Завертанний, А.М. Левчук, Л.М. Капітанчук, 2020

Таблиця 1. Хімічний склад досліджуваних сплавів, мас. %

Сплав	Ni	Cr	Ti	Al	W	Mo	Nb	Co	V	Mn	Si	Hf	C
EІ698ВД	Основа	14,4	2,74	1,69	0,05	2,98	2,04	-	0,05	0,08	0,20	-	0,05
ВЖЛ12У	-"-	9,7	4,5	5,4	1,4	3,1	0,8	14,0	0,8	0,01	0,03	-	0,18
ЕП741НП	-"-	9	1,9	5,1	5,6	3,8	2,6	15,8	-	0,5	0,5	0,3	0,04

Таблиця 2. Деякі фазові характеристики досліджуваних сплавів [21, 22]

Сплав	Загальна кількість γ'-фази, %	Температура солідус $T_{\text{солідус}}$	Температурна межа розчинення γ'-фази $T_{\text{солвус}}, ^\circ\text{C}$	Температура рекристалізації, $T_{\text{рекр}}, ^\circ\text{C}$	Температура деформації		Здатність до гарячої пластичної деформації
					Початок	Кінець	
EІ698ВД	25,0	1320	1030	1050...1100	1160	1000	Хороша
ЕП741НП	60,0	1270	1190	1150...1170	1140	1030	Дуже погана
ВЖЛ12У	65,0	1273	1220	-	-	-	-"-

ЖНС, зокрема, дискових (деформованих і гранульних) і лопаточних (ливарних) сплавів, які використовуються у конструкції турбін вітчизняних розробників і виробників ГТД.

Мета роботи – встановити особливості нагрівання, деформації різнойменних ЖНС, формування мікроструктури з’єднань в залежності від значень параметрів режиму ЗТ і на цій основі удосконалити технологію ЗТ, яка забезпечить формування бездефектних зварних з’єднань.

Методика досліджень. Досліджували процеси нагрівання та деформації при ЗТ різнойменних промислових сплавів – ливарного ВЖЛ12У, гранульного ЕП741НП, деформованого ЕІ698ВД, які використовуються у конструкціях вітчизняних розробників та виробників авіаційних ГТД – ДП «Івченко-Прогрес», АО «Мотор Січ». Зокрема, стосовно до зварного вузла «диск–диск» досліджували ЗТ різнойменних нікелевих сплавів – деформованого ЕІ698ВД з гранульним ЕП741НП, а до вузла «диск–лопатка» – гранульного ЕП741НП з ливарним ВЖЛ12У.

Дослідження проводили на циліндричних зразках діаметром 12...15 мм. Хімічний склад та деякі характеристики досліджуваних сплавів наведено у табл. 1 та табл. 2.

Перед проведенням зварювання проводили термічну обробку зразків ЖНС за режимами:

- для сплаву ЕІ698ВД: перше загартування 1100 °С, витримка 8 год.; друге загартування – 1000 °С, 4 год., старіння 775°С, 16 год.;
- для сплаву ЕП741НП: 1210°С, витримка 8 год., 870 °С, 32 год.
- для сплаву ВЖЛ12У: 1210 °С, витримка 4 год.; 950 °С, 16 год., у всіх випадках – охолодження на повітрі.

Дослідні зварювання проводили на лабораторній установці СТ120 з приводом обертання шпинделя на основі двигуна постійного струму з регульованою частотою обертання в діапазоні 40...300 рад/с. Гідропривід забезпечує триступінчасту циклограму прикладення осьового зусилля «притирка»–«нагрівання»–«проковка» у діапазоні 5...120 кН. Установка СТ120 дозволяє реалізову-

вати технологію комбінованого ЗТ з регульованим гальмуванням обертання (рис. 1). У процесі експериментів по ЗТ сплавів ЕІ698ВД та ЕП741НП технологічні параметри встановлювали в межах: окружна швидкість $V = 1,0...1,5$ м/с, тиск при нагріванні $P_n = 50...440$ МПа. При ЗТ сплавів ЕП741НП та ВЖЛ12У тиск при нагріванні змінювали в межах $P_n = 100...550$ МПа, при значенні окружної швидкості $V = 1$ м/с.

Реєстрація параметрів режимів зварювання здійснювалася операційною системою на основі ПК за допомогою датчика тиску ADZ-SML-20.0-1, датчика контролю осадки SR18-25-S «Megatron». У процесі ЗТ проводили реєстрацію термічних циклів за допомогою хромель-алюмелевих термопар діаметром 0,5 мм, приварених до поверхні заготовок на певній відстані від зони контакту. За результатами вимірювань визначали розподіл температури нагріву зразків вздовж осі для різних значень часу нагрівання t_n . Інтерполяцією експериментальних даних за експоненціальним законом визначали значення температури в зоні контакту.

Механічні випробування стандартних зразків зварних з’єднань на розрив (ГОСТ 1497-84) проводили на машині ЦДМ-10. Наявність у зоні з’єднання поверхневих дефектів (тріщин, розшарувань) визначали при візуальному огляді поверхні з’єднання при збільшенні $\times 10$, а також – за допомогою мікроскопа ММР4. Геометрію зварних з’єднань, наявність дефектів визначали металогра-

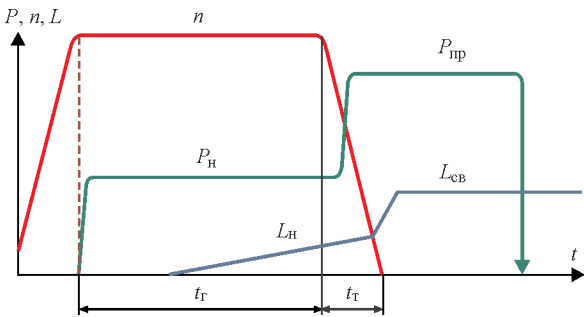


Рис. 1. Циклограма комбінованого ЗТ з регульованим гальмуванням обертання: n – частота обертання; $P_n, P_{\text{пр}}$ – тиск при нагріванні й проковці; L – осадка; t_n – час нагрівання; t_g – час гальмування обертання

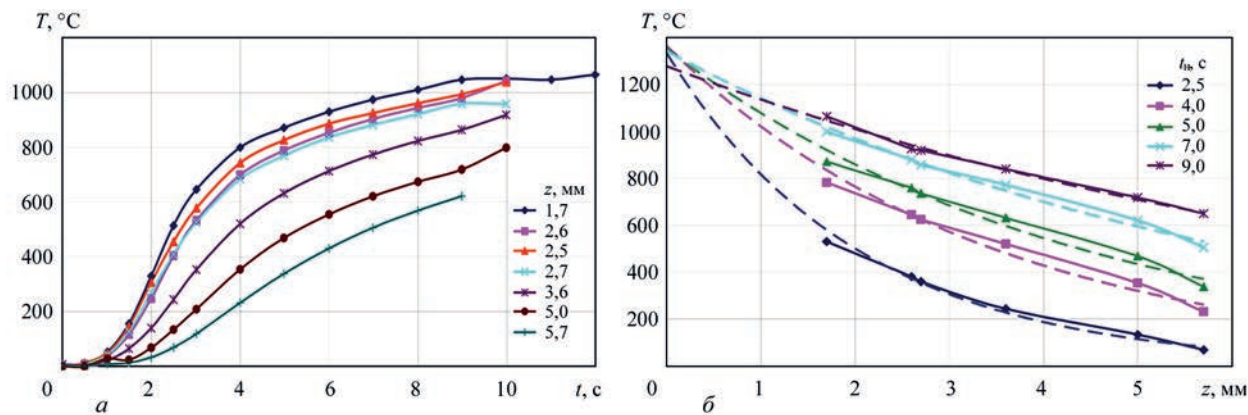


Рис. 2. Зміна у часі температури на поверхні зразка сплаву ЕП741НП на відстані від поверхні контакту $z = 1,7; 2,6; 2,5; 2,7; 3,6; 5,0; 5,7$ мм (а); розподіл температур при різних значеннях часу нагрівання $t_h = 2,5; 4,0; 5,0; 7,0; 9,0$ с (б)

фічними дослідженнями шліфів, виготовлених за стандартною методикою.

Мікроструктуру досліджували на світловому мікроскопі «Neophot-32», скануючому електронному мікроскопі (СЕМ) JSM-35CA, ОЖЕ-мікрозонді JAMP-9500F, «Jeol». Розподіл елементів у зоні з'єднання визначали за допомогою EDS-аналізатора «INCA-450», «Oxford Instruments» з діаметром зонду близько 1км. Оптичну та електронну мікроскопію виконували на шліфах, підготовлених з використанням хімічного та електролітичного методів виявлення структури. Вимірювання мікротвердості металу у зоні термічного впливу поперек лінії з'єднання з кроком 50 мкм проводили на мікротвердомірі М-400 («LECO») при навантаженні 1,0...5,0 Н.

Результати експериментів. Результати дослідження термічних циклів на різній відстані від зони контакту z при ЗТ сплаву ЕП741НП із сплавом ЕІ698ВД наведено на рис. 2, а (окружна швидкість $V = 1,2$ м/с, тиск при нагріванні $P_n = 300$ МПа). Використовуючи отримані дані встановлено розподіл температур з боку сплаву ЕП741НП для моментів часу нагрівання $t_h = 2,5; 4; 5; 7; 9$ с, (рис. 2, б – суцільні лінії). Інтерполяція експериментальних даних до площини контак-

ту ($z = 0$ мм) дозволила встановити, що температура у зоні контакту (рис. 2, б – пунктирні лінії) перевищує температуру плавлення $T_{\text{солідус}}$ сплаву ЕП741НП.

Термічні цикли на різній відстані від зони контакту z при ЗТ сплаву ЕП741НП із сплавом ВЖЛ12У наведено на рис. 3, а ($V = 1$ м/с, $P_n = 150$ МПа), розподіл температур при різних значеннях часу нагрівання $t_h = 10, 15, 20, 25$ с – на рис. 3, б).

Встановлено, що швидкість нагрівання металу у зоні контакту на початковій стадії процесу ЗТ досягає 1000 °C/с, що у поєднанні з перевищенням температури солідус сплаву ЕП741НП може призводити до підплавлення границь зерен з боку цього сплаву і утворення в зоні з'єднання прошарку у твердо-рідкому стані. Аналіз температурних полів показує перевищення у зоні контакту температури $T_{\text{сольвус}}$ і $T_{\text{рекр}}$ для всіх досліджуваних сплавів. Ширина зони нагріву високолегованих сплавів ЕП741НП та ВЖЛ12У до температури, що перевищує значення температур рекристалізації і повного розчинення зміцнюючої γ' -фази, складає менше 1 мм, що у значній мірі визначає умови деформації заготовок.

Досліджували деформацію (процес осадки) заготовок при формуванні зварних з'єднань сплаву

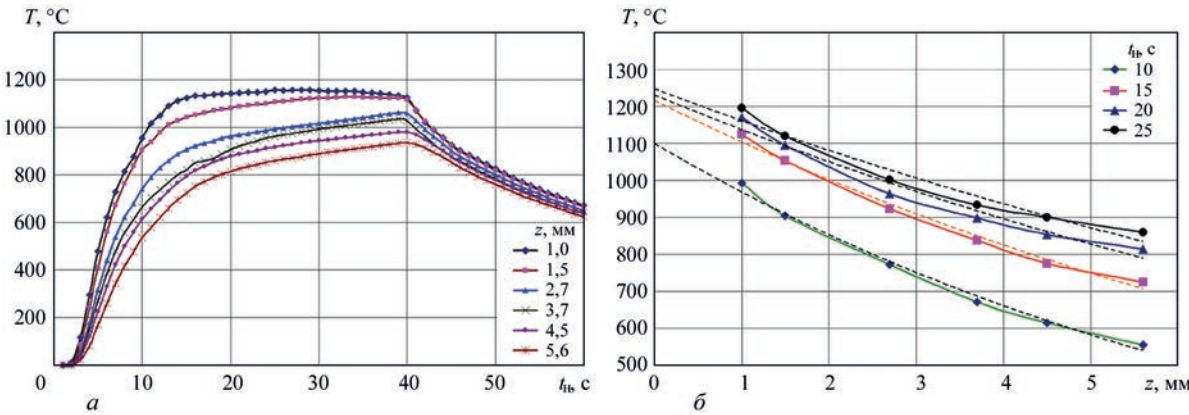


Рис. 3. Зміна у часі температури на поверхні зразка сплаву ВЖЛ12У при ЗТ із сплавом ЕП741НП на відстані від поверхні контакту $z = 1,0; 1,5; 2,7; 3,7; 4,5; 5,6$ мм (а); розподіл температур з боку сплаву ВЖЛ12У при різних значеннях часу нагрівання $t_h = 10; 15; 20; 25$ с (б)

ЕІ698ВД зі сплавом ЕП741НП та сплаву ВЖЛ12У зі сплавом ЕП741НП. Встановлено, що у першому випадку осадка відбувається переважно за рахунок деформованого сплаву ЕІ698ВД. Величина укорочення заготовки із гранульного сплаву ЕП741НП не перевищує 20 % від величини загальної осадки при ЗТ. За результатами експериментів побудовано залежність швидкості осадки при ЗТ сплаву ЕІ698ВД зі сплавом ЕП741НП від тиску зварювання (рис. 4). Залежність можна виразити лінійною функцією, в якій зі збільшенням тиску зварювання пропорційно зростає швидкість осадки. Як видно з рис. 4, процес осадки заготовок починається при перевищенні значення тиску $P_{н.мін} = 80$ МПа.

На рис. 5 наведено результати дослідження процесу осадки при ЗТ гранульного сплаву ЕП741НП з ливарним сплавом ВЖЛ12У. Встановлено, що при окружній швидкості $V = 1$ м/с процес осадки заготовок при значенні тиску менше $P_{н.мін} = 300$ МПа практично не спостерігається. Тільки при перевищенні цього значення починається осадка, яка супроводжується деформацією заготовок у макрооб'ємах. В діапазоні значень тиску 300...530 МПа залежність швидкості осадки від тиску можна апроксимувати лінійною функцією.

Отже, процес осадки (укорочення заготовок) при ЗТ починається тільки при певному мінімальному значенні тиску при нагріванні $P_{н.мін}$, яке є різним для конкретного поєднання зварюваних сплавів. При зварюванні сплавів ЕІ698ВД та ЕП741НП осадка заготовок починається за умови перевищення величини тиску $P_{н.мін} > 80$ МПа, а для поєднання сплавів ВЖЛ12У та ЕП741НП – при перевищенні тис-

ку $P_{н.мін} = 300$ МПа. При менших значеннях тиску відбувається нагрів металу у зоні контакту до температури солідус обох або одного із сплавів та утворення тонкого прошарку металу у твердо-рідкому стані, однак не спостерігається осадки заготовок, яка супроводжується витісненням оксидів і адсорбованих плівок за межі перерізу заготовок. При цих умовах не забезпечується формування якісних зварних з'єднань.

На рис. 6 приведено дані реєстрації параметрів процесу ЗТ сплаву ЕП741НП зі сплавом ВЖЛ12У. Виявлено аномальний ступінчастий характер процесу осадки при перевищенні певного критичного значення тиску $P_{крит}$. Такий характер процесу осадки не є притаманним для ЗТ інших поєднань металів та сплавів, що досліджувались авторами.

Зокрема для окружної швидкості 1 м/с значення $P_{крит}$ складає $P_{крит} = 550$ МПа. Деформація заготовки з боку сплаву ЕП741НП при $P_n = 550$ МПа характеризується почерговою зміною швидкості укорочення: ділянки із низькою швидкістю осадки $v_{ос} = 0,4...0,8$ мм/с змінюються на стрибкоподібну високошвидкісну осадку ($v_{ос} = 5$ мм/с). При цьому на ділянках з підвищеною швидкістю осадки спостерігались викиди із зони контакту часток нагрітого металу, що ймовірно перебував у твердо-рідкому стані.

На основі отриманих даних визначено діапазон зміни технологічних параметрів процесу ЗТ різноіменних ЖНС – гранульного сплаву ЕП741НП з деформованим дисковим сплавом ЕІ698ВД і ливарним лопаточним сплавом ВЖЛ12У. Удосконалено технологію комбінованого ЗТ, яка забезпечує відсутність аномальних явищ у процесі осадки та формування бездефектних з'єднань при ЗТ різноіменних високолегованих ЖНС.

Фотографію макрошліфа з'єднання сплавів ВЖЛ12У та ЕП741НП, отриманого за удосконаленою технологією комбінованого ЗТ, наведено на рис. 7, а. У зоні з'єднання спостерігається формування характерного для ЗТ підсилення з боку сплаву ВЖЛ12У та його відсутність з боку спла-

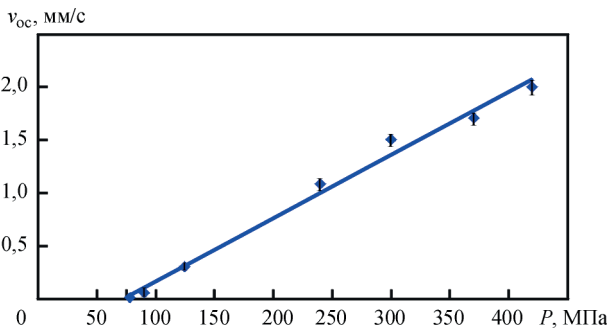


Рис. 4. Залежність швидкості осадки від тиску при ЗТ сплаву ЕП741НП з ЕІ698ВД ($V = 1,2$ м/с)

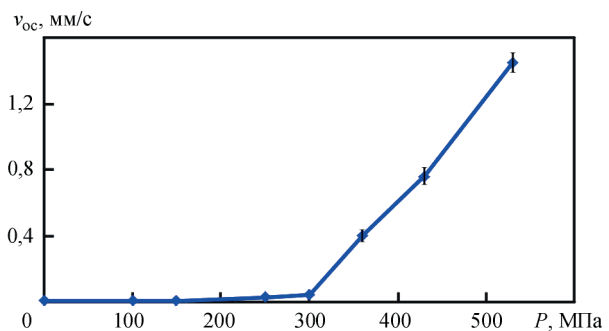


Рис. 5. Залежність швидкості осадки від тиску при ЗТ сплавів ЕП741НП із ВЖЛ12У ($V = 1,0$ м/с)

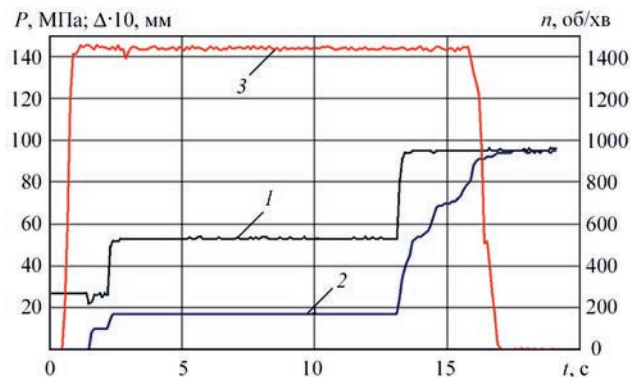


Рис. 6. Результати реєстрації параметрів процесу ЗТ сплавів ВЖЛ12У та ЕП741НП: 1 – тиск зварювання P ; 2 – осадка (укорочення) заготовок Δ ; 3 – частота обертання n .



Рис. 7. Макрошліф ($\times 100$) (а) та мікроструктура (б) з'єднання сплавів ВЖЛ12У та ЕП741НП

ву ЕП741НП. У зоні з'єднання (рис. 7, б) відсутні будь-які дефекти, зокрема, тріщини та підрізи у периферійній частині перерізу заготовок.

Мікроструктура (рис. 8) зварного з'єднання з боку обох сплавів характеризується наявністю типових для ЗТ ділянок, розташованих по обидва боки від лінії з'єднання (ЛЗ): зони динамічної рекристалізації (ЗДР1 і ЗДР2); зони термомеханічного впливу (ЗТМВ1 і ЗТМВ2), зони термічного впливу (ЗТВ1 і ЗТВ2) відповідно сплавів ВЖЛ12У та ЕП741НП. Для структури ЗТМВ1 з боку сплаву ВЖЛ12У характерним є зміна орієнтації дендритів основного металу у радіальному напрямку, що

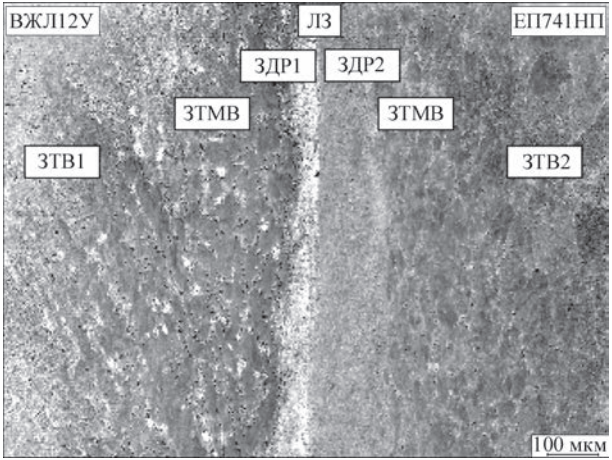


Рис. 8. СЕМ-зображення зони з'єднання сплавів ВЖЛ12У та ЕП741НП

свідчить про пластичну деформацію цього сплаву у макрооб'ємах.

На рис. 9 приведено мікроструктуру металу по лінії з'єднання сплавів ВЖЛ12У та ЕП741НП. У різних частинах перерізу заготовок (центральної, периферійної) спостерігається подібність мікроструктури металу по ЛЗ. Середній розмір зерна у зоні динамічної рекристалізації сплавів складає 3...4 мкм з боку сплаву ЕП741НП і близько 2 мкм з боку сплаву ВЖЛ12У. Мікроструктура металу по ЛЗ свідчить про твердофазний характер формування з'єднання як у центральній, так і периферійній частинах перерізу заготовок.

При дослідженні мікроструктури металу у ЗТМВ (рис. 10, а) простежується чітка границя

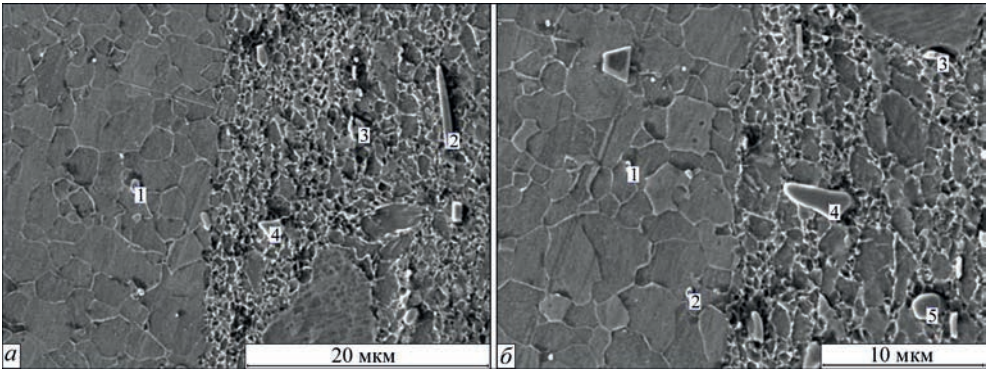


Рис. 9. СЕМ зображення мікроструктури зони з'єднання сплавів ВЖЛ12У та ЕП741НП у центральній (а) і периферійній (б) частинах перерізу заготовок

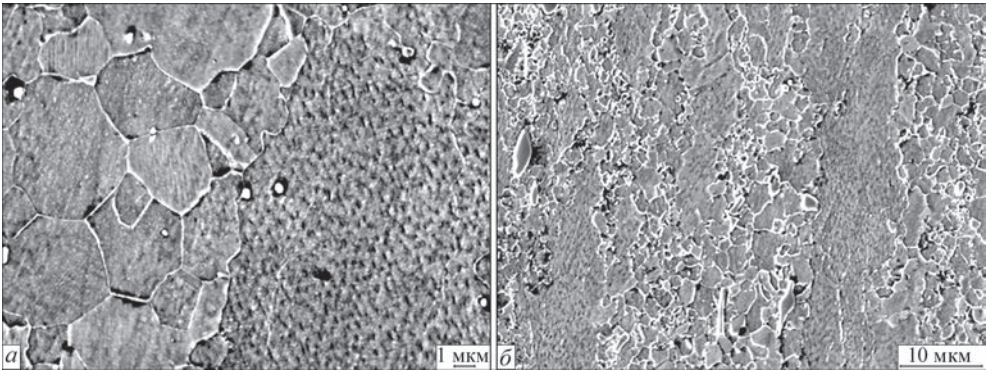


Рис. 10. СЕМ зображення границі між ЗДР та ЗТМВ сплавів ЕП741НП (а), ВЖЛ12У (б)

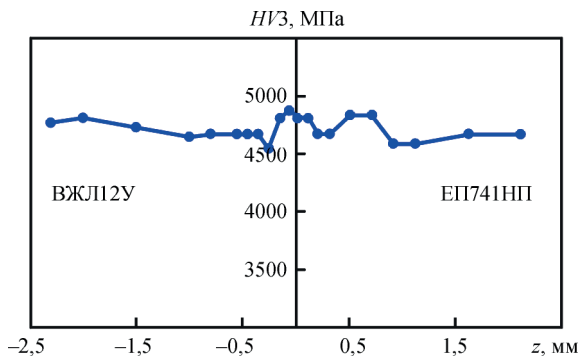


Рис. 11. Розподіл мікротвердості у зоні з'єднання сплавів ВЖЛ12У та ЕП741НП

між ЗДР та ЗТМВ з боку сплаву ЕП741НП – дрібні динамічно рекристалізовані зерна ЗДР, у яких в процесі ЗТ зміцнююча γ' -фаза була повністю розчинена (ліворуч) та частково деформоване зерно в ЗТМВ з частково розчиненою γ' -фазою (праворуч). Мікроструктура ЗТМВ сплаву ВЖЛ12У характеризується наявністю деформованих у процесі ЗТ зерен основного металу (рис. 10, б), в яких зміцнююча γ' -фаза частково розчинена, і динамічно рекристалізованих зерен розміром до 3 мкм, в яких γ' -фаза розчинена повністю.

На рис. 11 приведено розподіл мікротвердості у зоні зварного з'єднання сплавів ЕП741НП та ВЖЛ12У. Встановлено відсутність ділянок із зниженими показниками мікротвердості. Виявлено підвищення мікротвердості поблизу лінії з'єднання, яке імовірно пов'язане із подрібненням зерна в зоні динамічної рекристалізації.

Висновки

1. Дослідженнями термічних циклів при зварюванні тертям різнойменних жароміцних нікелевих сплавів ЕП741НП із ЕІ698ВД та ЕП741НП із ВЖЛ12У встановлено можливість досягнення у зоні контакту температури солідус одного із сплавів і утворення в зоні з'єднання прошарку у твердо-рідкому стані.

2. Дослідженнями процесу деформації ЕП741НП з ЕІ698ВД і ВЖЛ12У при ЗТ з окружною швидкістю $V = 1,0 \dots 1,2$ м/с встановлено мінімальні значення тиску $P_{\text{н.мін}}$, при яких забезпечується осадка (деформація у макрооб'ємах) заготовок: $P_{\text{н.мін}} = 80$ МПа для поєднання ЕП741НП із ЕІ698ВД та $P_{\text{н.мін}} = 300$ МПа для поєднання ЕП741НП із ВЖЛ12У.

3. Виявлено аномальний ступінчастий характер осадки при ЗТ сплавів ЕП741НП із ВЖЛ12У при перевищенні певного критичного значення тиску $P_{\text{крит}}$. Зокрема, для окружної швидкості $V = 1$ м/с це значення складає $P_{\text{крит}} = 550$ МПа. Визначено оптимальний діапазон зміни технологічних параметрів процесу ЗТ різнойменних ЖНС – гранульного сплаву ЕП741НП із деформованим дисковим сплавом ЕІ698ВД і ливарним лопаточним сплавом ВЖЛ12У.

4. Удосконалено технологію комбінованого ЗТ, яка забезпечує відсутність аномальних явищ у процесі осадки та формування бездефектних з'єднань при ЗТ різнойменних високолегованих ЖНС. Дослідженнями розподілу мікротвердості в зоні з'єднань сплавів ЕП741НП з ВЖЛ12У встановлено відсутність ділянок із зниженими показниками мікротвердості.

Список літератури

- Furrer D., Fecht H. (1999) Ni-Based Superalloys for Turbine Discs. *JOM*, **1**, 14–17.
- Das N. (2010) Advances in nickel-based cast superalloys. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, **63**, 2–3, 265–274.
- Романов В.В., Коваль В.А. (2010) Применение новых материалов при конвертации корабельных и авиационных ГТД в стационарные ГТУ. *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*, **3**, 4–7.
- Масленков С.Б. (2001) *Технология создания неразъемных соединений при производстве газотурбинных двигателей*. Москва, Наука и технологии.
- Оспенникова О.Г., Лукин В.И., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Галушка И.А. (2018) Изготовление конструкции типа «блиск» из разноименного сочетания материалов (обзор). *Труды ВИАМ*, **10**, 10–16. DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-10-10-16.
- Магеррамова Л.А. (2011) Применение биметаллических блисков, изготавливаемых методом ГИП из гранулируемых и литейных никелевых суперсплавов, для увеличения надежности и ресурса газовых турбин. *Вестник УГАТУ*, **15**, 4, 44, с. 33–38.
- Оспенникова О.Г. (2012) Стратегия развития жаропрочных сплавов и сталей специального назначения, защитных и теплозащитных покрытий. *Авиационные материалы и технологии*, **5**, 19–36.
- Шмотин Ю.Н., Старков Р.Ю., Данилов Д.В. и др. (2012) Новые материалы для перспективного двигателя ОАО «НПО «Сатурн». *Там же*, **2**, 6–8.
- Лукин В.И., Ковальчук В.Г., Голев Е.В. и др. (2016) Электроннолучевая сварка высокопрочного литейного никелевого сплава ВЖ172Л. *Сварочное производство*, **5**, 44–49.
- Ющенко К.А., Задерий Б.А., Звягинцева А.В. и др. (2008) Склонность к образованию трещин и структурные изменения при ЭЛС монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов. *Автоматическая сварка*, **2**, 658, 10–19.
- Рыльников В.С., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Тимофеева О.Б. (2013) Особенности технологии диффузионной пайки жаропрочного сплава ЭП975 и литейного монокристаллического интерметаллидного сплава ВКНА-4У применительно к конструкции блиск. *Сварочное производство*, **7**, 19–25.
- Рыльников В.С., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Галушка И.А. (2013) Технология пайки конструкции типа «блиск» из разноименных сплавов. *Труды ВИАМ*, **10**. URL: <http://viam-works.ru/plugins/content/journal/uploads/articles/pdf/251.pdf> (дата звернення 16.06.2020).
- Li, W., Vairis, A., Preuss, M., Ma, T. (2016) Linear and rotary friction welding review. *International Materials Reviews*, **61**, 2, 71–100. DOI: 10.1080/09506608.2015.1109214.
- Senkov O.N., Mahaffey D.W., Semiatin S.L., Woodward C. (2014) Inertia friction welding of dissimilar superalloys Mar-M247 and LSHR. *Metallurgical and materials transactions A*, **45A**, 5545–5561. DOI: 10.1007/s11661-014-2512-x.
- Ola O.T., Ojo O.A., Wanjara P., Chaturvedi M.C. (2011) Analysis of microstructural changes induced by linear friction welding in a nickel-base superalloy. *Ibid*, **42A**, 3761–3777. DOI: 10.1007/s11661-011-0774-0.
- Лукин В.И., Саморуков М.Л. (2017) Особенности формирования структуры сварных соединений жаропрочного деформируемого сплава ВЖ175, полученных ротационной сваркой трением. *Сварочное производство*, **6**, 25–33.
- Бычков В.М., Селиванов А.С., Медведев А.Ю. и др. (2012) Исследование свариваемости жаропрочного нике-

- левого сплава ЭП742 методом линейной сварки трением. *Вестник УГАТУ*, 16, 7, 52, 112–116.
18. Лукін В.І., Ковальчук В.Г., Саморуков М.Л. і др. (2010) Особливості технології сварки трением з'єдинень із сплавів ВКНА-25 і ЭП742. *Сварочное производство*, 5, 28–33.
 19. Сорокін Л.І. (2005) Образование горячих трещин при сварке жаропрочных никелевых сплавов (обзор). *Там же*, 7, 29–33.
 20. Лебедев В.К., Черненко И.А., Вилля В.І. (1987) *Сварка трением: справочник*. Ленинград, Машиностроение.
 21. Баулін Д.Д., Еременко В.І., Власова О.Н. і др. (2006). Технологічні особливості виготовлення штампованих полуфабрикатів із жаропрочних нікелевих сплавів. *Перспективные технологии легких и специальных сплавов*. Москва, ФИЗМАТЛИТ, сс. 294–301.
 22. Бондарев Б.І., Фаткуллін О.Х., Еременко В.Н. і др. (1999) Развитие жаропрочных никелевых сплавов для дисков газовых турбин. *Технология легких сплавов*, 3, 49–53.
 10. Yushchenko, K.A., Zadery, V.A., Zvyagintseva, A.V. et al. (2008) Sensitivity to cracking and structural changes in EBW of single crystals of heat-resistant nickel alloys. *The Paton Welding J.*, 2, 6–13.
 11. Rylnikov, V.S., Afanasiev-Khodykin, A.N., Timofeeva, O.B. (2013) Features of technology of diffusion brazing of heat-resistant alloy EP975 and cast single-crystal intermetallic alloy VKNA-4U for blisk structure. *Svarochn. Proizvodstvo*, 7, 19–25 [in Russian].
 12. Rylnikov, V.S., Afanasiev-Khodykin, A.N., Galushka, I.A. (2013) Technology of brazing of «blisk» type structure from dissimilar alloys. *Trudy VIAM*, 10. URL: <http://viam-works.ru/plugins/content/journal/uploads/articles/pdf/251.pdf> [in Russian].
 13. Li, W., Vairis, A., Preuss, M., Ma, T. (2016) Linear and rotary friction welding review. *Int. Materials Reviews*, 61, 2, 71–100. DOI: 10.1080/09506608.2015.1109214.
 14. Senkov, O.N., Mahaffey, D.W., Semiatin, S.L., Woodward, C. (2014) Inertia friction welding of dissimilar superalloys Mar-M247 and LSHR. *Metallurgical and Materials Transact. A*, 45A, 5545–5561. DOI: 10.1007/s11661-014-2512-x.
 15. Ola, O.T., Ojo, O.A., Wanjara, P., Chaturvedi, M.C. (2011) Analysis of microstructural changes induced by linear friction welding in a nickel-base superalloy. *Ibid.*, 42A, 3761–3777. DOI: 10.1007/s11661-011-0774-0.
 16. Lukin, V.I., Samorukov, M.L. (2017) Peculiarities of formation of structure of heat-resistant wrought alloy VZh175 welded joints, produced by rotary friction welding. *Svarochn. Proizvodstvo*, 6, 25–33 [in Russian].
 17. Bychkov, V.M., Selivanov, A.S., Medvedev, A.Yu. et al. (2012) Investigation of weldability of heat-resistant nickel alloy EP742 by linear friction welding method. *Vestnik UGATU*, 16, 7, 52, 112–116 [in Russian].
 18. Lukin, V.I., Kovalchuk, V.G., Samorukov, M.L. et al. (2010) Peculiarities of friction welding technology of joints from VKNA-25 and EP975 alloys. *Svarochn. Proizvodstvo*, 5, 28–33 [in Russian].
 19. Sorokin, L.I. (2005) Formation of hot cracks in welding of heat-resistant nickel alloys (Review). *Ibid.*, 7, 29–33 [in Russian].
 20. Lebedev, V.K., Chernenko, I.A., Villya, V.I. (1987) *Friction welding: Refer. Book*. Leningrad, Mashinostroenie [in Russian].
 21. Vaulin, D.D., Eremenko, V.I., Vlasova, O.N. et al. (2006) Technological features of the manufacture of stamped semi-finished products from heat-resistant nickel alloys. *In: Perspective technologies for light and special alloys*. Moscow, FIZMATLIT, 294–301 [in Russian].
 22. Bondarev, B.I., Fatkullin, O.Kh., Eremenko, V.N. et al. (1999) Development of heat-resistant nickel alloys for gas turbine discs. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, 3, 49–53 [in Russian].

References

PECULIARITIES OF FORMATION OF JOINTS OF DISSIMILAR HIGH-TEMPERATURE NICKEL-BASE ALLOYS IN FRICTION WELDING

I.V. Ziakhov, M.S. Zavertannyi, A.M. Levchuk, L.M. Kapitanchuk

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

When creating new designs of aircraft gas turbine engines, the urgent task is to replace the mechanical fasteners of elements of a structure from high-temperature nickel superalloys (NSA) by welded joints. The paper presents the results of research on the processes of heating, deformation and formation of the structure of joints during friction welding (FW) of dissimilar alloys: granular alloy EP741NP with forged alloy EI698VD and cast alloy VZhL12U. The minimum values of pressure, at which the shortening is provided (deformation of workpieces in macrovolumes) were determined. A critical value of pressure was established, in excess of which there is a change in the nature of the shortening process in FW of alloys EP741NP and VZhL12U – from uniform to stepwise shortening of the workpieces. The range of change of the technological parameters of FW process is determined, in which formation of defect-free welded joints is ensured. Microhardness studies showed absence of areas with reduced microhardness values in the zone of FW joints of EP741NP and VZhL12U alloys. 22 Ref., 2 Tabl., 11 Fig.

Key words: friction welding, high-temperature nickel-base alloys, deformation, γ -phase

Надійшла до редакції 13.07.2020

ВИКОРИСТАННЯ МАГНІТНО-ІМПУЛЬСНОГО ЗВАРЮВАННЯ ДЛЯ З'ЄДНАННЯ ПЛАСТИН З ОДНОРІДНИХ ТА РІЗНОРІДНИХ СПЛАВІВ

М.А. Полещук, І.В. Матвеев, В.О. Бовкун, Л.І. Адєєва, А.Ю. Тунік

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

В роботі проаналізовано поточний стан та підтверджена актуальність досліджень процесу магнітно-імпульсного зварювання плоских деталей з однорідних та різнорідних металів. Наведено результати досліджень можливості здійснення магнітно-імпульсного зварювання плоских зразків на модифікованій серійній установці Н-126А за допомогою експериментального плоского прямокутного індуктора. Наведена схема процесу. Описана технологія отримання з'єднань плоских металевих деталей товщиною 1,0...1,5 мм з однорідних матеріалів зі сплавів алюмінію А5Н та АМГ2, а також з різнорідних – міді, сплаву А5Н та сплаву АМГ2 з нержавіючою сталлю 12Х18Н10Т (нагартованою). Проведені металографічні дослідження показали, що загальним для МІЗ однорідних і різнорідних металів є специфічне з'єднання зварювальних пластин в зонах (ділянках), рівновіддалених від центру плоского витка індуктора. Товщина рухомих пластин зменшується, а мікротвердість в зонах зварювання зростає. Зафіксовано якісне зварювання в межах двозонавої форми з'єднання. Якість зварного з'єднання оцінювалося за результатами випробувань на механічну міцність. Бібліогр. 10, табл. 1, рис. 9.

Ключові слова: магнітно-імпульсне зварювання, холодне зварювання, зварювання у твердому стані, мікроструктура, мікротвердість

Мета роботи – вивчення актуальних тенденцій розвитку технології магнітно-імпульсного зварювання (МІЗ), дослідження можливості якісного МІЗ плоских зразків з однорідних і різнорідних металів та сплавів вітчизняного виробництва, металографічне вивчення формування зварного з'єднання.

МІЗ (magnetic pulse welding) – відносно нова технологія в порівнянні з традиційними методами зварювання. Це процес холодного зварювання в твердому стані струмопровідних металів, в якому використовується дія імпульсного магнітного поля індуктора. При взаємодії струму індуктора з індуктованим струмом в деталі виникають сили відштовхування між індуктором і деталлю. Внаслідок цього деталь, отримуючи високу швидкість руху, переміщується до нерухомої деталі. Зіткнення поверхонь призводить до виникнення істотних пластичних деформацій, які забезпечують утворення зварного з'єднання. Швидкість зіткнення досягає більш ніж 300 м/с, а тиск у зоні контакту – до $10^2...10^4$ МПа [1].

На сьогодні вже є достатньо прикладів промислового впровадження МІЗ при виробництві корпусних конструкцій транспортних засобів, в аерокосмічній галузі, ядерній енергетиці, ВПК та ін. [2].

Особливий інтерес ця технологія викликає при виробництві корпусних конструкцій транспортних засобів, перш за все через можливість зварювання різнорідних металів. При цьому виділяють наступні переваги технології: зварювання між со-

бою однорідних і різнорідних металів, абсолютна відсутність термічних деформацій, висока швидкість зварювання (тривалість імпульсу ~ 30 мкс), висока якість зварювання і повторюваність результатів, низька енергоємність (~ 10 раз менше, ніж при MIG зварюванні), можливість автоматизації процесу, можливість виконувати прямолінійні зварні з'єднання протяжністю до 3 м. При МІЗ немає необхідності в операції очищення деталей, в витратних матеріалах (зварювальний дріт, газ) та в локальній витяжній вентиляції через відсутність шкідливих викидів.

Фахівці заявляють, що глибоке впровадження МІЗ дозволить створювати полегшені рами та інші елементи автомобільних конструкцій з різнорідних металів, яке призведе до зниження їх ваги до 70 %, а також до зменшення споживання палива на 10 %. Це сприятиме зниженню шкідливих викидів в навколишнє середовище, в тому числі і при виробництві автомобілів («зелена технологія») [3]. Експерти стверджують також, що потенціал МІЗ дуже великий і реальне масове розгортання передбачається в найближчі роки [4]. На даний час, з моменту винаходу цієї технології, переважна кількість робіт в цій області стосується МІЗ тіл обертання. Процес МІЗ плоских деталей був запропонований відносно недавно, і кількість публікацій за останні роки на тему досліджень в цій галузі зростає, але дуже повільно. На нашу думку дослідники не квапляться розкривати технологічні тонкощі процесу.

Полещук М.А. – <https://orcid.org/0000-0002-5992-4641>, Матвеев І.В. – <https://orcid.org/0000-0003-0683-0761>,

Бовкун В.О. – <https://orcid.org/0000-0001-7019-8671>, Тунік А.Ю. – <https://orcid.org/0000-0001-6801-6461>

© М.А. Полещук, І.В. Матвеев, В.О. Бовкун, Л.І. Адєєва, А.Ю. Тунік, 2020

Але це не применшує актуальності теми. Про це свідчить факт створення в рамках Європейського Союзу масштабного проекту «JOIN'EM» [5], спрямованого на вивчення процесів зварювання різно-рідних металів (переважно мідь-алюмінієвих виробів, в тому числі плоских) методом МІЗ. Цей проект заснований у 2017 р. і працює в рамках програми Євросоюзу Horizon 2020 Research and Innovation Programme [6]. Тобто, вперше в сучасній історії зварювання, на європейському міждержавному рівні було прийнято рішення про підтримку досліджень з МІЗ як технології, що найбільш повно відповідає основним викликам завтрашнього дня.

Зниження ваги конструкцій – це один із шляхів для досягнення цієї відповідності. Послідовна заміна традиційних сплавів на основі заліза легкими і спеціальними сплавами, а також їх комбінаціями з традиційними – один з головних трендів сучасної індустрії. В технологічному плані це піднімає проблеми з'єднання різно-рідних металів, які не можливо отримати традиційними методами зварювання плавленням. Ще одним істотним фактором, що підживлює інтерес до технологій з'єднання різно-рідних металів у даний час, є проблема заміни деталей і виробів з міді і мідних сплавів на гібридні мідь-алюмінієві вироби [7], які з'єднуються за допомогою зварювання в холодному стані. У цьому випадку всі види зварювання плавленням не гарантують якісне з'єднання.

Актуальність цієї теми обумовлюється тим, що мідь є більш коштовним металом в порівнянні, наприклад, з алюмінієм (приблизно в 2...4 рази). Вартість її постійно росте через швидке зростання потреби в ній практично у всіх секторах економіки, особливо у електротехнічній, електронній промислові та у енергетиці. У той же час алюміній дуже близький до міді по теплопровідності та електропровідності (~ 60 %), при значно меншій питомій щільності (~ 30 %) і вартості.

В результаті дослідницьких робіт в ІЕЗ ім. Є.О. Патона були розроблені технологічні прийоми МІЗ плоских металічних деталей та отримані зразки, з'єднані за допомогою цього процесу. Актуальність має також реалізація процесу МІЗ на мета-



Рис. 1. Установка Н-126А

лах і сплавах вітчизняного виробництва, склад та властивості яких часто відрізняються від тих аналогів, що виробляються за кордоном.

Для проведення експериментів було проведено модернізацію серійної установки Н-126А (рис. 1) для МІЗ циліндричних деталей, яка вироблялась Дослідним заводом зварювального устаткування ІЕЗ ім. Є.О. Патона. Зокрема, внесені зміни в електро-схему, в конструкцію високовольтних струмопідводів та дугового розрядника.

Експерименти проводились на напрузі заряду 10...18 кВ, при максимальному струмі 200...500 кА. Комутація струму проводилася за допомогою керованого дугового розрядника типу «тригatron». Загальна ємність конденсаторів становила 115 мкФ. Ширина робочого витка індуктора дорівнювала 5 мм. Процес виміру струму проводився за допомогою надшвидкісного USB осцилоскопу DATAMAN 570 та відповідного програмного забезпечення для обробки та постобробки отриманих даних.

Загальна схема процесу одностороннього МІЗ плоских деталей з застосуванням одновиткового Е-образного індуктора приведена на рис. 2, а схема руху деталі, що зварюється, на рис. 3.

В роботі використовувалися плоскі зразки металевих сплавів товщиною 1,0...1,5 мм. Для оцінювання результатів використовували квалітативний підхід.

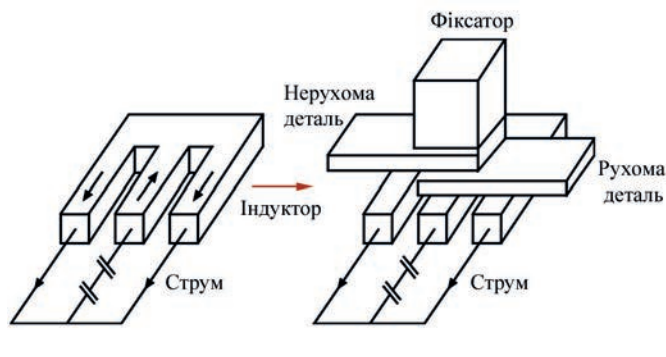
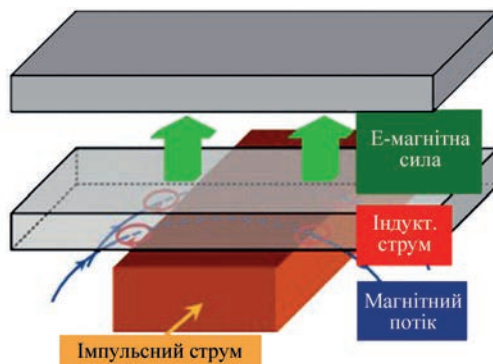


Рис. 2. Загальна схема процесу МІЗ плоских деталей



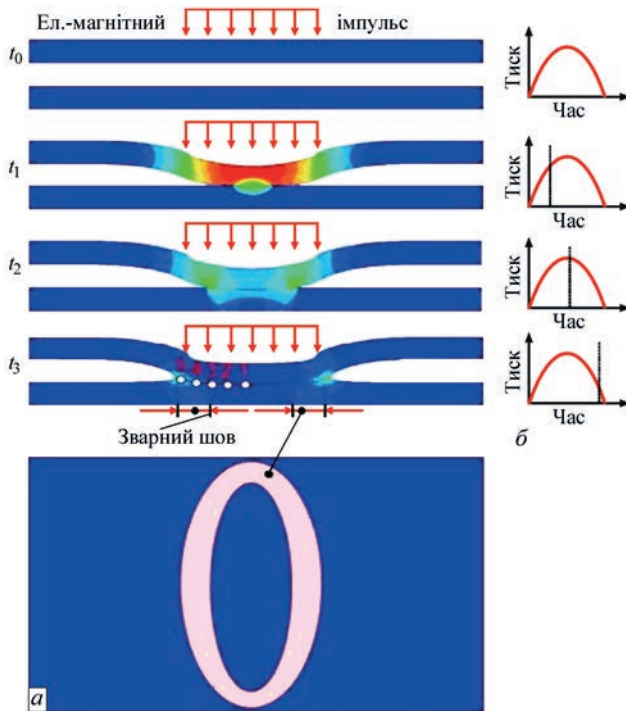


Рис. 3. Схема руху деталі, що зварюється (а), і форма зварної зони (б)

Зовнішній вигляд деяких зразків, з'єднаних за допомогою МІЗ, показаний на рис. 4.

Для одержання з'єднання однорідних і різнорідних металів методом МІЗ були використані пластини: сплавів алюмінію А5Н та АМГ2, міді марки М1 та нержавіючої сталі 12Х18Н9Т нагартованої.

А5Н – пластичний, стійкий до корозії сплав, який містить мінімальну кількість домішок. Склад сплаву, мас. %: > 99,5 Al; < 0,3 Fe; < 0,25 Si та

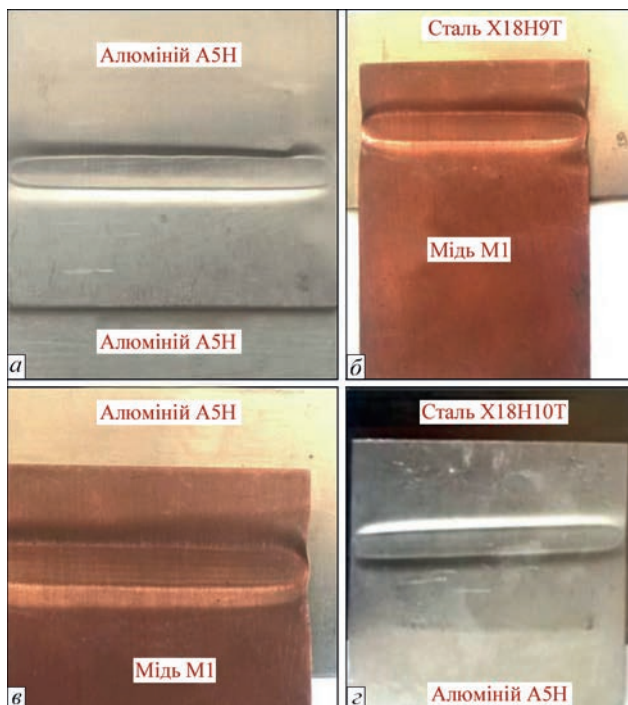


Рис. 4. Зовнішній вигляд плоских зразків, з'єднаних за допомогою МІЗ: а – однорідні; б–г – різнорідні метали

інші домішки (Ti, Mn, Cu, Mg, Zn, Ga). «Н» означає нагартований стан, тобто завдяки додатковій обробці листи набувають більшу жорсткість, але мають меншу еластичність. Мікротвердість сплаву становить 465 МПа. АМГ2 – алюмінієвий сплав алюмінію, що деформується. Його склад, мас. %: > 95,7...98,2 Al; 1,7...2,4 Mg та інші домішки (Fe, Ti, Mn, Cu, Cr, Zn), всього 0,15. Мікротвердість сплаву становить 605 МПа. М1 – безкиснева мідь, що містить, мас. %: 99,95 Cu; 0,003 O₂; 0,002 P. Мікротвердість міді становить 890 МПа. 12Х18Н9Т нагартована – нержавіюча сталь, яка є корозійностійкою і жароміцною, містить такі легуючі елементи і домішки, мас. %: ≤ 0,12 C; 17,0...19,0 Cr; 8,0...9,5 Ni; 0,80 Ti; ≤ 0,8 Si; ≤ 2,0 Mn; ≤ 0,020 S; ≤ 0,035 P. Мікротвердість сталі 4630 МПа.

При проведенні досліджень застосовували методику, що включає металографію – оптичний мікроскоп «NEOPHOT-32», дюретричний аналіз – твердомір М-400 фірми «LECO» при навантаженні 0,098 та 0,249 Н. Хімічне травлення металографічних шліфів проводили за допомогою наступних реактивів: водний 50 % розчин HNO₃ (виявлення структури міді); HNO₃:HCl:H₂O у співвідношенні 3:1:1 (виявлення структури алюмінієвих сплавів).

Загальним для МІЗ пластин однорідних і різнорідних металів є специфічне з'єднання зварювальних пластин (рис. 3, б; рис. 5, зони 1, 2) в двох зонах (ділянках), рівновіддалених від центру плоского витка індуктора [8–10].

При зварюванні пластин алюмінієвого сплаву А5Н при напрузі 16 кВ, з'єднання відбувалося в двох ділянках протяжністю 0,52 мм, розташованих на відстані 1,02 мм від центру плоского витка індуктора. Товщина пластин в цих ділянках зменшувалася для верхньої і нижньої пластин на 20 і 24 %, відповідно, в порівнянні з вихідною товщиною (1,0 мм). Мікротвердість рухомої і нерухомої пластин зросла не більш, як на 3 %, в порівнянні з вихідним станом сплаву (HV_{0,1} – 465 МПа, таблиця). При більшій напрузі МІЗ (18 кВ), протяжність ділянок охоплення збільшується до 1,72 та 2,32 мм. Товщина обох пластин зменшується на 30 %, твердість зростає до 9 % (рис. 5, таблиця).

При зварюванні сплаву АМГ2, який має більшу твердість (607 МПа), ніж сплав А5Н, фіксується дві ділянки з'єднання протяжністю 1,28 та 1,04 мм на відстані 1,06 від центру впливу імпульсу. У порівнянні з вихідним станом, товщина в зонах з'єднання зменшилася на 20 %, а мікротвердість збільшилася до 32 % (рис. 6, таблиця).

При зварюванні різнорідних металів – алюмінієвого сплаву АМГ2 з нержавіючою сталлю 12Х18Н10Т, також спостерігаються по дві хви-

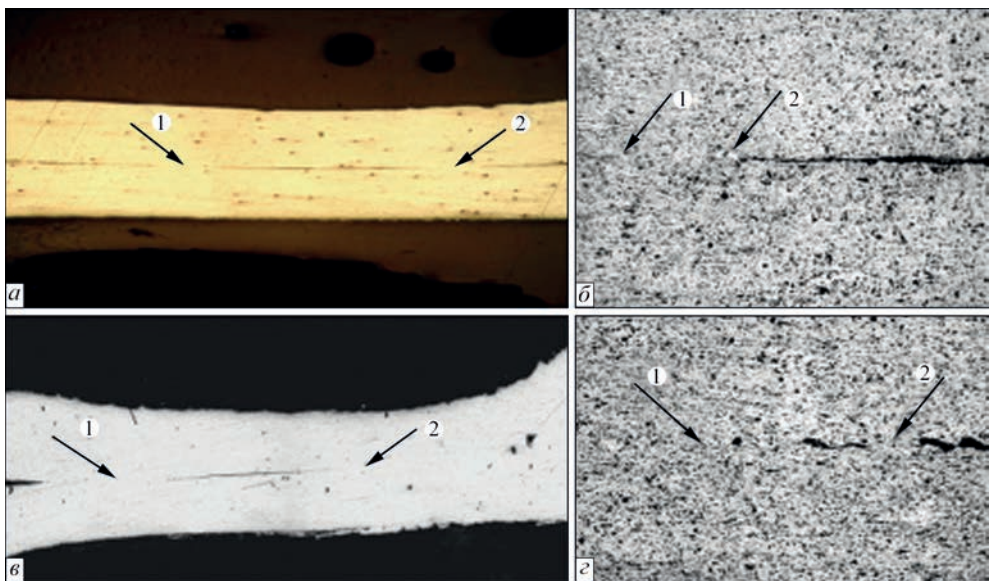


Рис. 5. Мікроструктура з'єднань однорідних пластин сплаву А5Н, одержаних МІЗ при напрузі 16 кВ (а, б) та 18 (в, г): (а, в) – $\times 25$; (б, г) – $\times 400$ (травлено)

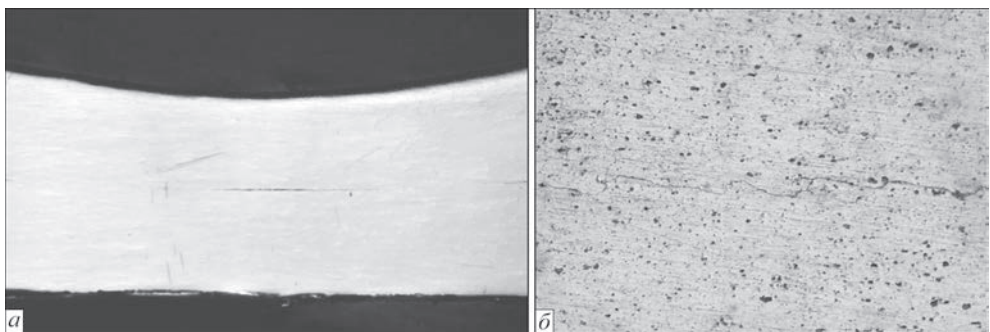


Рис. 6. Мікроструктура з'єднань однорідних пластин сплаву АМГ2, одержаного МІЗ при напрузі 18 кВ: а – $\times 25$; б – $\times 400$ (травлено)

леподібні ділянки з'єднання протяжністю 1,4 та 1,0 мм на відстані 1 мм від центру ініціювання розряду. Мікротвердість рухомої пластини АМГ2 дещо зростає (3 %), а нержавіючої сталі практично залишається незмінною. Товщина рухомої пластини зменшується на 38 %, а нерухомої пластини не змінюється (рис. 7, таблиця).

При МІЗ пластин міді марки М1 (рухома) і нержавіючої сталі 12Х18Н10Т (нерухома) зварювання спостерігається на двох ділянках протяжністю 0,5 та 0,4 мм, на відстані 0,1 та 0,2 мм від центру ініціювання розряду. Ділянка з'єднання носить хвиляподібний характер. Товщина рухо-

мої мідної пластини зменшилась на 43 %, а її мікротвердість в зонах зварювання зросла на 22 %. Товщина і мікротвердість нерухомої пластини не змінилися (рис. 8, таблиця).

Якщо металом рухомої пластини є мідь, а нерухомою алюмінієвий сплав А5Н, спостерігаються дві хвилясті ділянки з'єднання металів завдовжки 0,57 мм, які спостерігаються на відстані 1,7 мм від центру ініціювання розряду. Товщина рухомої мідної пластини зменшилась на 44, а нерухомої алюмінієвої – на 25 %. Мікротвердість міді в зонах з'єднання збільшилась на 50 %, а мікротвердість алюмінію підвищилась на ~ 13 % (рис. 9, табл. 1).

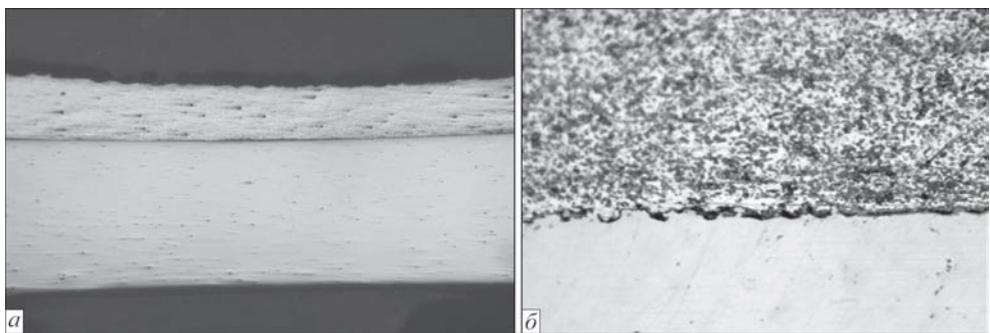


Рис. 7. Мікроструктура з'єднання різних пластин сплаву АМГ2 та нержавіючої сталі Х18Н10Т, одержаного МІЗ при напрузі 18 кВ: а – $\times 25$; б – $\times 400$ (травлено)

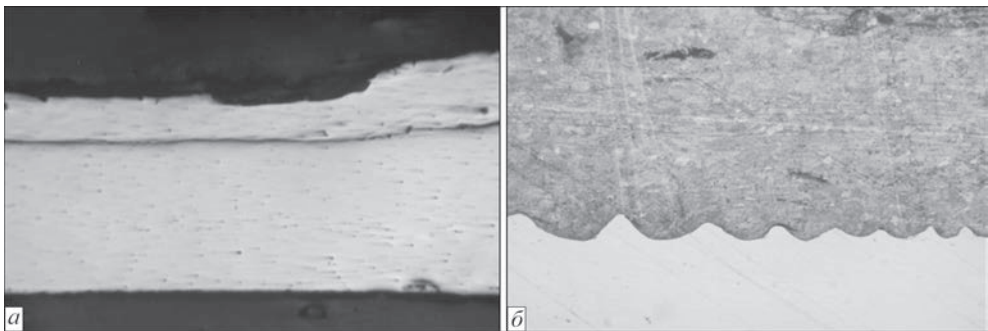


Рис. 8. Мікроструктура з'єднання різнорідних пластин міді М1 та нержавіючої сталі Х18Н10Т, одержаного МІЗ при напрузі 18 кВ: а – ×25; б – ×400 (травлено)

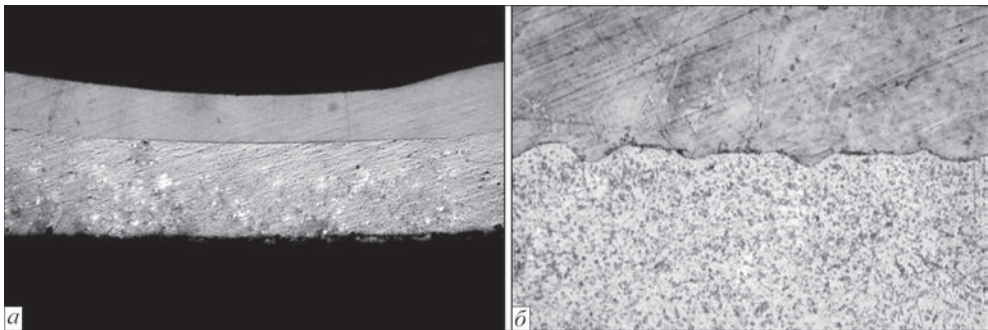


Рис. 9. Мікроструктура з'єднання міді (М1) та алюмінієвого сплаву А5Н: а – ×25; б – ×400 (травлено)

Характеристика з'єднань, отриманих методом МІЗ

Матеріали, що з'єднуються (марка)	U, кВ	Зазор між пластинами, мм	Товщина пластин, мм		Відстань від центру, мм	Ділянки з'єднання, мм		HV01 OM, МПа	HV01, в ділянках з'єднання, МПа
			До МІЗ	Після МІЗ		I	II		
$\frac{\text{Al}}{\text{Al}}$ $\frac{\text{A5H}}{\text{A5H}}$	16	0,8	$\frac{1}{1}$	$\frac{0,80}{0,72}$	1,02	0,52	0,52	465	(I) 478 (II) 468
$\frac{\text{Al}}{\text{Al}}$ $\frac{\text{A5H}}{\text{A5H}}$	18	0,8	$\frac{1}{1}$	$\frac{0,44}{0,44}$	1,00	1,72	2,32	462	(I) 502 (II) 478
$\frac{\text{Al}}{\text{Al}}$ $\frac{\text{AMГ2}}{\text{AMГ2}}$	18	1,0	$\frac{1}{1}$	$\frac{0,80}{0,88}$	1,06	1,28	1,04	607	(I) 804 (II) 736
$\frac{\text{Al}}{\text{Сталь}}$ $\frac{(\text{AMГ2})}{(12\text{X18H9T})}$	18	1,0	$\frac{1}{1,5}$	$\frac{0,62}{1,5}$	1,00	1,40	1,00	$\frac{515}{4630}$	(I) 530 (II) 496
$\frac{\text{Cu}}{\text{Сталь}}$ $\frac{(\text{M1})}{(12\text{X18H9T})}$	18	0,8	$\frac{0,8}{1,5}$	$\frac{0,46}{1,5}$	1,20	0,50	0,4	$\frac{891}{4630}$	(I) 1078 (II) 1200
$\frac{\text{Cu}}{\text{Al}}$ $\frac{(\text{M1})}{(\text{A5H})}$	18	0,8	$\frac{0,8}{1,2}$	$\frac{0,45}{0,90}$	1,70	0,57	0,57	$\frac{768}{376}$	(I) 1216 (II) 1188

Якість зварного з'єднання оцінювалася за результатами випробувань на механічну міцність. Оцінка з'єднань проводилася відривом рухомої пластини від нерухомої (основи). Зразки, що демонструють прийнятну якість з'єднання, розривалися по металу рухомого листа, як правило більш м'якого і менш міцного, ніж метал основи.

Висновки

1. В ІЕЗ ім. Є.О. Патона на модернізованій установці Н-126А проведено МІЗ плоских зразків з однорідних і різнорідних металів та сплавів вітчизняного виробництва.

2. Металографічними дослідженнями встановлено, що з'єднання паралельних пластин металів відбувається в двох ділянках, розташованих на однаковій відстані від центру плоского витка індуктора.

3. Встановлено формування якісного зварного з'єднання в межах вказаних ділянок. Зразки розривалися по металу рухомого листа, як правило, більш м'якого і менш міцного, ніж метал основи.

4. Актуальні тенденції розвитку технології і досліджень в галузі МІЗ дозволяють зробити наступні твердження:

– МІЗ є ефективною технологією, з великим науково-практичним потенціалом і вимагає по-

дальшого проведення науково-дослідницьких робіт з техніки і технології зварювання однорідних і різнорідних металів;

– об'єктами досліджень і розробок будуть технологічні аспекти МІЗ щодо поліпшення зварюваності як існуючих матеріалів, так і нових; зменшення енергоємності процесу; дослідно-конструкторські розробки щодо вдосконалення інструментів (спеціальних видів індукторів та ін.).

Список літератури/References

1. https://app.aws.org/wj/supplement/WJ_2015_08_s257.pdf
2. Miranda, R.M., Tomás, B., Santos, T.G., Fernandes, N. *Magnetic pulse welding on the cutting edge of industrial applications*. <http://www.scielo.br/pdf/si/v19n1/a09v19n1.pdf>
3. Dana: *Magnetic-pulse welding*. November 06, 2000. <https://europe.autonews.com/article/20001106/ANE/11060872/dana-magnetic-pulse-welding>
4. The next wave in manufacturing. Solid state cold welding. *Automotive industries*. October, 2007. http://www.ai-online.com/Adv/Previous/show_issue.php?id=1982
5. André Cereja et al. *The JOIN'EM Project: How to join dissimilar metals with electromagnetic welding*. <https://www.machinedesign.com/mechanical/join-em-project-how-join-dissimilar-metals-electromagnetic-welding>, <http://join-em.eu/>
6. *Program Horizon 2020*. <https://ec.europa.eu/programmes/horizon2020/en>
7. Zhang, Y., L'Eplattenier, P., Daehn, G.S., Babu, S. (2009) Numerical simulation and experimental study for magnetic pulse welding process on AA6061-T6 and Cu101 sheet. *ASM International*, 715–720.
8. Aizawa T., Okogawa K., Yoshizawa M., Henmi N. (2001) Impulse magnetic pressure seam welding of aluminium sheets. *Impact Eng. Appl.*, 827–32.
9. Aizawa, T. (2004) Methods for electromagnetic pressure seam welding of Al/Fe sheets. *Weld. Int.*, 18, 11, 868–72.
10. Kore, S.D., Date, P.P., Kulkarni, S.V. (2007) Effect of process parameters on electromagnetic impact welding of aluminium sheets. *International J. of Impact Engineering*, 34, 1327–1341.

USE OF MAGNETIC PULSE WELDING FOR JOINING PLATES FROM SIMILAR AND DISSIMILAR ALLOYS

M.A. Polieshchuk, I.V. Matveiev, V.O. Bovkun, L.I. Adeeva, A.Yu. Tunik

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 current state is analyzed and the relevance of investigations of the process of magnetic pulse welding of flat parts from similar and dissimilar metals is confirmed. The results of investigations of possibility of realization of magnetic pulse welding of flat specimens on the modified serial installation N-126A by means of experimental pancake rectangular inductor are given. The scheme of the process is given. The technology of producing joints of flat metal parts with a thickness of 1.0...1.5 mm from similar materials from aluminum A5N and AMg2 alloys, as well as from dissimilar – copper, A5N and AMG2 alloy with stainless steel 12Kh18N10T (hardened) is described. The carried out metallographic examinations showed that common for magnetic pulse welding of similar and dissimilar metals is a specific joining of welding plates in the areas equidistant from the center of the flat coil of the inductor. The thickness of the moving plates decreases, and the microhardness in the welding zones increases. The quality welding was fixed within the two-zone shape of joining. The quality of the welded joint was evaluated by the results of mechanical strength tests. 10 Ref. 1 Tabl., 9 Fig.

Keywords: magnetic pulse welding, cold welding, solid state welding, microstructure, microhardness

Надійшла до редакції 07.05.2020

ВЕДУЩАЯ ВЫСТАВКА В МИРЕ
СВАРКА • РЕЗКА • ОБРАБОТКА

SCHWEISSEN & SCHNEIDEN
No. 1 IN THE WORLD

MESSE ESSEN

www.schweissen-schneiden.com

LET'S JOIN THE WORLD!

РЕГИСТРИРУЙТЕСЬ СЕЙЧАС!

13.–17. сентября 2021

ЗВАРЮВАННЯ ВИБУХОМ МІДНО-АЛЮМІНІЄВИХ ТРУБ ЗА «ЗВОРОТНЬОЮ СХЕМОЮ»

П.С. Шльонський

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

Досліджено зварювання вибухом по «зворотній схемі» трубних заготовок з міді і алюмінію з зовнішнім діаметром 36 мм і довжиною 200 мм. Для зварювання по даній схемі, в якості наповнювача-опори для внутрішньої (мідної) труби використовували сталевий стрижень меншого діаметру, ніж діаметр цієї труби, а зазор заповнювали легкоплавким сплавом Вуда. Бібліогр. 6, рис. 4.

Ключові слова: зварювання вибухом, «зворотна схема», біметалеві труби, мідь, алюміній

Для з'єднання багатожильних (гнучких) електричних кабелів з різномірних матеріалів (мідь–алюміній) неможливе застосування струмопровідних мідно-алюмінієвих елементів, виготовлених зварюванням вибухом (ЗВ) за паралельною схемою [1].

Виробництво біметалевих виробів методом зварювання вибухом широко затребуване в світовій промисловості. При цьому за допомогою ЗВ можливе отримання як виробів плоскої форми, так і циліндричної [2]. Проблеми отримання мідно-алюмінієвого біметалу по паралельній схемі досить широко вивчені [3, 4], а питання особливостей отримання біметалевих мідно-алюмінієвих труб в літературі практично не описуються.

Метою цієї роботи було експериментальне дослідження можливості отримання мідно-алюмінієвих трубних заготовок методом зварювання вибухом по «зворотній схемі», зокрема, для виготовлення перехідників з'єднання мідних та алюмінієвих кабелів.

У якості плакуючого шару використовувалися трубки з алюмінію АД1 з товщиною стінки 6 мм, а в якості основи – трубки з міді М2 19×1,5 мм.

Очевидно, що в разі зовнішнього плакування товстостінною алюмінієвою трубою на тонкостінну мідну важливу роль відіграє наповнювач (матеріал всередині мідної трубки), який служить опорою для останньої.

Відомо застосування металевго дробу в якості опори для плакування криволінійних поверхонь лопаток турбін [5] і металевго дробу з рідиною для отримання двошарових трубних заготовок з внутрішнім корозійностійким шаром з нержавіючої сталі 08Х18Н10Т [6]. Заповнення простору між дробинками рідиною дозволяє знизити тиск дробу в зоні її контакту з виробом, що знижує глибину відбитків дробу на внутрішній поверхні труби.

З огляду на те, що мідь досить пластична, а наявність вм'ятин на внутрішній поверхні мід-

ної труби знизить площу контакту з кабелем, це несприятливо позначиться на працездатності виробу в цілому і тому застосування наповнювача з металевго дробу для даного матеріалу є неприйнятним.

Після проведення експериментальної роботи було визначено, що оптимальною схемою зовнішнього плакування для трубних заготовок з м'яких матеріалів, для запобігання їх деформації від впливу вибуху і отримання гладкої внутрішньої поверхні, є схема (рис. 1 а) з використанням сталевго прута, який вставляли з зазором 1 мм, в попередньо заповнену розплавленим сплавом Вуда мідну трубку (рис. 1, б).

Таким чином, це усуває зазор між трубкою і прутком, а після зварювання вибухом дає можливість легко витягти прут шляхом нагрівання до приблизно 70 °С.

За результатами відпрацювання режимів були отримані дослідні біметалічні мідно-алюмінієві заготовки з внутрішнім шаром з міді товщиною 1,5 мм (рис. 2).

Металографічні дослідження проводили за допомогою мікроскопа ММО-1600НА після травлення мікрошліфа по алюмінію в розчині гідроксиду натрію. Мікроструктура з'єднання, яке отримано на оптимальному режимі, показана на рис. 3.

На рис. 3 видно слабо виражений хвильовий профіль, що для випадку зварювання міді з алюмінієм свідчить про те, що енергії досить, і чітко виражена зона з'єднання з невеликою кількістю інтерметалідних включень.

Оскільки стандартні методики для оцінки міцності на відрив шарів біметалічного кільця, вирізаного від трубної заготовки, відсутні, то для якісної оцінки міцності зчеплення шарів була використана відома методика випробуванням біметалевго кільця на сплющування (рис. 4), кільце вирізали з біметалічної трубної заготовки. Випробування проводилися з метою виявлення тріщин і розшарувань в зоні з'єднання під дією навантаження.

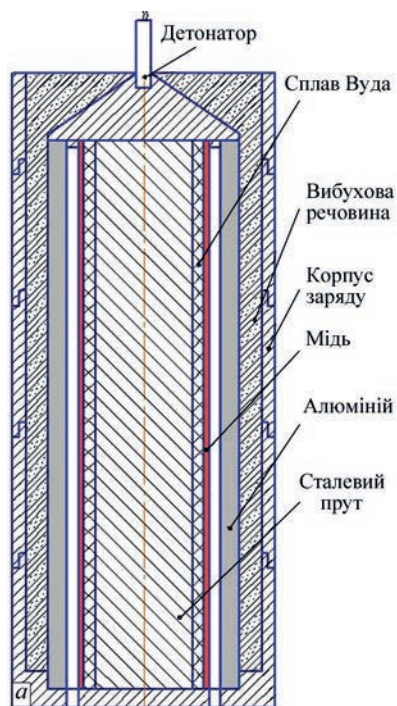


Рис. 1. Схема збірки під зварювання вибухом для отримання біметалічної трубною заготовки (а) та заготовки під зварювання вибухом зі сталевим стрижнем, залитим сплавом Вуда всередині мідної трубки (б)

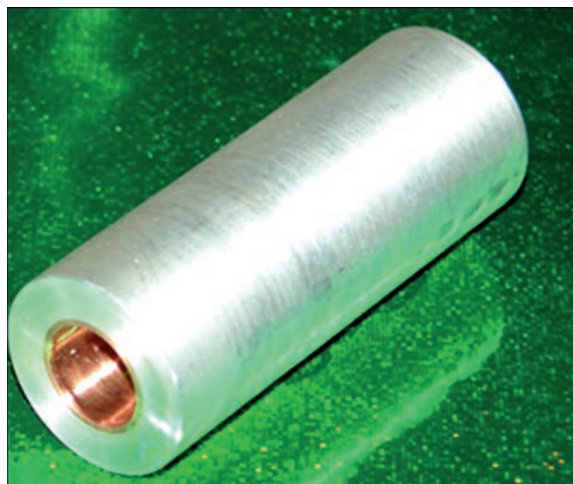


Рис. 2. Зразок біметалічної трубною заготовки (АД1 – зовнішній шар, М2 – внутрішній)

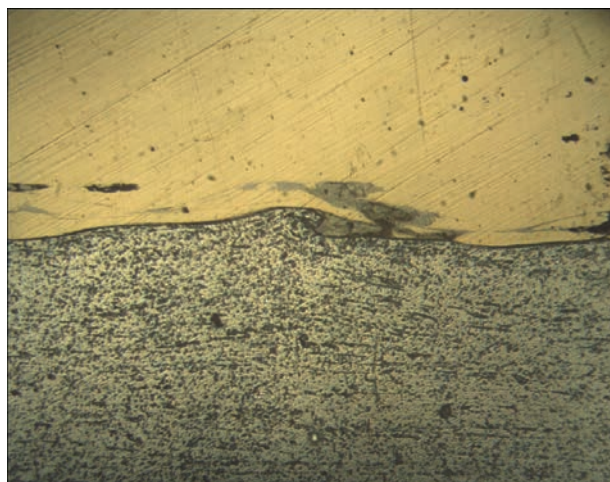


Рис. 3. Мікроструктура ($\times 100$) з'єднання, отриманого на оптимальному режимі

З рис. 4 видно, що після стиснення біметалічного кільця розшарування в зоні з'єднання не відбулося.

В результаті проведених досліджень показано, що для зниження деформації зварюваних заготовок від впливу вибуху і отримання гладкої внутрішньої поверхні тонкостінної труби, на яку наноситься інша, при зварюванні вибухом за «зворотною схемою» доцільно використовувати металевий прут меншого діаметру з заповненням зазору сплавом Вуда.

Список літератури

1. Чугунов Е.А., Кузьмин С.В., Лысак В.И. и др. (2001) Энергосберегающие композиционные элементы токоподводящих узлов силовых электрических цепей. *Энергетик*, 9, 13–15.
2. Лысак В.И., Кузьмин С.В. (2005) *Сварка взрывом*. Москва, Машиностроение.

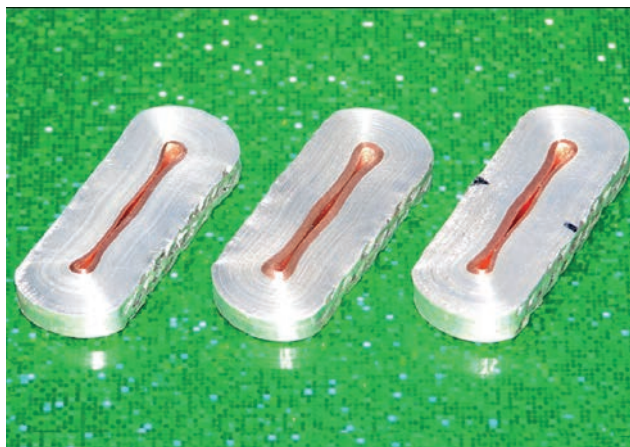


Рис. 4. Зразки кільця, вирізаних з біметалічної трубною заготовки після сплюснення

3. Чувичилов В.А. (2005) *Исследование и разработка технологии изготовления сваркой взрывом композитов электро-технического назначения с двусторонней симметричной плакировкой*. Авт. реф. дис. ... канд. техн. наук. Волгоград.
4. Пеев А.П. (2001) *Разработка технологических процессов изготовления сваркой взрывом медно-алюминиевых элементов токоподводящих узлов для предприятий энергетики и электрометаллургии*. Авт. реф. дис. ... канд. техн. наук. Волгоград.
5. Конон Ю.А., Первухин Л.Б., Чудновский А.Д. (1987) *Сварка взрывом*. Москва, Машиностроение.
6. Малахов А.Ю., Сайков И.В., Первухин Л.Б. (2016) Особенности сварки взрывом труб по «обратной схеме». *Вестник Тамбовского университета. Сер.: Естественные и технические науки*, 21, 3, 1139–1141.
2. Lysak, V.I., Kuzmin, S.V. (2005) *Explosion welding*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
3. Chuvichilov, V.A. (2005) *Investigation and development of technology of explosion welding manufacture of electrotechnical purpose composites with two-sided symmetrical cladding*. In: Syn. of Thesis for Cand. of Techn. Sci. Degree. Volgograd [in Russian].
4. Pееv, A.P. (2001) *Development of technological processes of explosion welding manufacture of copper-aluminium elements of current-conducting assemblies for power engineering and electrometallurgy enterprises*. In: Syn. of Thesis for Cand. of Techn. Sci. Degree. Volgograd [in Russian].
5. Konon, Yu.A., Pervukhin, L.B., Chudnovsky, A.A. (1987) *Explosion welding*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
6. Malakhov, A.Yu., Sajkov, I.V., Pervukhin, L.B. (2016) Peculiarities of explosion welding of pipes by «reverse scheme». *Vestnik Tambov. Un-ta. Ser: Estestvennye i Tekhnicheskie Nauki*, 21 (3), 1139-1141 [in Russian].

References

EXPLOSION WELDING OF COPPER-ALUMINIUM PIPES BY THE «REVERSE SCHEME»

P.S. Shlyonskyi

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

Explosion welding by the «reverse scheme» of pipe billets from copper and aluminium with 36 mm outer diameter and 200 mm length was studied. For welding by this scheme, a steel rod of smaller diameter than that of inner pipe was used as the filler-support for this pipe, and the gap was filled by a low-melting Wood's alloy. 6 Ref., 4 Fig.

Keywords: explosion welding; «reverse scheme»; bimetal pipes, copper, aluminium

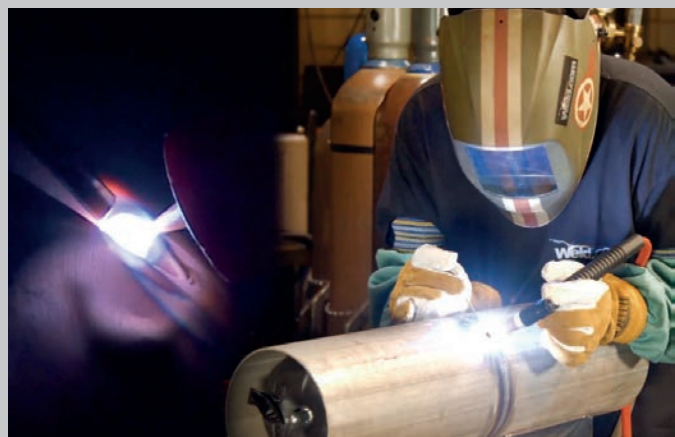
Надійшла до редакції
19.06.2010

Система продувки труб PurgElite

Системи продувки труб PurgElite® від компанії Huntingdon Fusion Techniques (Великобританія) спрощують процес продувки інертним газом, обмежуючи обсяги продувки зварних швів, роблячи величезну економію часу та інертного газу.

Очищення труби перед зварюванням має вирішальне значення для успіху зварювання нержавіючої сталі, титану, цирконію та інших реакційноздатних сплавів. Системи PurgElite просто вставляються в трубу і коли запускається потік газу, балони надуваються, герметизуючи середину труби, потім автоматично продувають аргоном. З'єднання Weld Purge Monitor є стандартним, тому зварник може контролювати вміст кисню в обсязі продувки протягом усього процесу зварювання. Інноваційний клапан регулює потік газу та тиск під час продувки зварного шва, щоб запобігти перегріванню надувних балонів. Теплостійкі чохла з температурою до 300 °C використовуються для захисту надувних балонів.

Демонстраційне відео доступне за посиланням: <https://youtu.be/Q-dSRpVd1s>
За матеріалами пресрелізу компанії HFT.



С.І. КУЧУКУ-ЯЦЕНКУ – 90



2 серпня 2020 р. виповнилося 90 років з дня народження першого заступника директора Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, академіка НАН України Сергія Івановича Кучука-Яценка.

Сергій Іванович після закінчення Київського політехнічного інституту за розподілом був направлений на роботу в Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона, де пройшов славний трудовий шлях від молодого фахівця-інженера до професора, доктора технічних наук, завідувача одного з провідних відділів, першого заступника директора Інституту з наукової роботи, академіка Національної академії наук України. У 1960 р. С.І. Кучук-Яценко захистив кандидатську, а у 1972 р. – докторську дисертації. У 1978 р. він був обраний членом-кореспондентом, а у 1987 р. – дійсним членом Національної академії наук України.

Наукова діяльність С.І. Кучука-Яценка пов'язана з дослідженнями фізико-металургійних процесів при зварюванні різних матеріалів у твердій фазі. Зокрема, ним отримані нові дані про особливості формування з'єднань з утворенням тонкого шару розплаву на контактуючих поверхнях деталей, що зварюються, його поведінці під дією електродинамічних сил і особливості його взаємодії з газовим середовищем в зоні контакту. Вперше було показано, що стан розплаву в період деформації деталей, що зварюються, надає домінуючий вплив на утворення металевих зв'язків між контактуючими поверхнями і формування хімічної неоднорідності в зоні з'єднання. Детально вивчено вплив оксидних структур в розплаві на якість з'єднань та визначено шляхи мінімізації окислювальних процесів в зазначений період зварювання.

Поряд з перерахованими дослідженнями С.І. Кучук-Яценко протягом багатьох років проводить цілеспрямоване вивчення швидкоплинних процесів нагріву і руйнування одиничних контактів при високих концентраціях енергії. Їм встановлено ряд нових закономірностей, що характеризують енергетичні показники процесу контактного плавлення металів, визначено шляхи автоматичного управління основними параметрами процесу з метою отримання найбільш сприятливих умов нагріву і деформації деталей, що зварюються.

Практичним результатом перерахованих фундаментальних досліджень є розробка С.І. Кучуком-Яценком нових способів контактного зварювання безперервним, імпульсним, пульсуючим оплавленням, запатентованих в провідних країнах світу. На їх основі С.І. Кучуком-Яценком спільно з колективом співробітників були розроблені технології зварювання різних виробів, системи управління і нові зразки зварювального обладнання, що не мають аналогів у світовій практиці. Устаткування відрізняється високою продуктивністю, мінімальною споживаною потужністю і масою, забезпечує стабільну і високу якість з'єднань. Ці переваги найбільш значимі при зварюванні деталей складної конфігурації з великими поперечними перетинами. В останні роки він проводить дослідження контактного зварювання опором деталей з важкозварювальних сплавів, композиційних матеріалів з використанням активуючих покриттів і спеціальних прошарків, що мають композиційну структуру, в тому числі що складаються з багат шарових наноструктурованих матеріалів. Це дозволило створити нові технології з'єднання жароміцних матеріалів на основі інтерметалідів нікелю і титану, а також інструментальних сплавів. Наукова та інженерна діяльність С.І. Кучука-Яценка характеризується комплексним підходом до вирішення поставлених завдань. Виконані ним фундаментальні дослідження супроводжуються розробкою оригінальних технологій зварювання, автоматичного і в останні роки комп'ютеризованого управління процесом зварювання і створенням сучасного зварювального обладнання.

За його безпосередньої участі здійснюється організація промислового виробництва розробленого нового зварювального устаткування і його масове впровадження у виробництво. Ось деякі найбільш значущі етапи діяльності С.І. Кучука-Яценка.

Понад п'ятдесят років С.І. Кучук-Яценко займається роботами по зварюванню рейок. Розроблені за його активної участі і керівництві технології та обладнання для зварювання рейок дозволили вперше в світовій практиці застосувати високопродуктивне контактне зварювання в польових умовах, що значною мірою сприяло переходу залізниць на безстикові шляхи. За активної участі С.І. Кучука-Яценка серійний випуск такого устаткування по документації ІЕЗ був організований на Каховському заводі електрозварювального обладнання, який з 1970-х років став світовим експортером такого обладнання. За минулі роки створено понад десяти поколінь рейкозварювальних машин, які використовуються в ба-

гатьох країнах світу. С.І. Кучук-Яценко бере активну участь в удосконаленні цього обладнання і технології зварювання, що дозволяє підтримувати його високу конкурентоспроможність. В останні роки створені нові покоління зварювальних машин, що дозволяють зварювати рейки нескінченної довжини при ремонті безстикових шляхів з одночасною стабілізацією їх напруженого стану. У 1966 р. за розробку та впровадження машини для стикового зварювання рейок при ремонті і будівництві безстикових залізничних колій С.І. Кучуку-Яценку в складі авторського колективу присуджена Ленінська премія. Йому присвоєно звання «Почесний залізничник СРСР».

Розробки С.І. Кучука-Яценка та його співробітників успішно використані також на машинобудівних заводах при виготовленні кільцевих заготовок, валів і заготовок з різномірних матеріалів. Особливо ефективним виявилось застосування багатопозиційного контактного зварювання, що дозволяє зварювати великогабаритні деталі одночасно в декількох місцях (корпуси двигунів, радіатори потужних трансформаторів). Впровадження однієї установки в лінії виробництва картерів блоків потужних дизелів на одному з тепловозобудівних заводів дозволило підвищити продуктивність праці в 70 разів і вивільнити 380 зварювальників. Значний ефект отримано також в результаті багатопозиційного зварювання на Запорізькому трансформаторному заводі при виготовленні радіаторів трансформаторів. У 1976 р. С.І. Кучук-Яценко в складі авторського колективу удостоєний Державної премії УРСР за створення і промислове впровадження нової технології та високоефективних складально-зварювальних комплексів для серійного виробництва великогабаритних конструкцій з уніфікованих елементів. Вперше у світовій практиці С.І. Кучуком-Яценком з групою співробітників була розроблена оригінальна технологія контактного зварювання виробів складної форми і великого перетину з високміцних сплавів на основі алюмінію, що забезпечує отримання сполук з міцністю, що практично дорівнює міцності основного металу. На її основі розроблено і освоєно виробництво унікального обладнання, яке використовується при виробництві космічної техніки на заводах України. У 1986 р. С.І. Кучук-Яценко в складі авторського колективу удостоєний Державної премії СРСР за створення технології та обладнання для контактного стикового зварювання конструкцій з високміцних алюмінієвих сплавів.

Значний внесок С.І. Кучук-Яценко вніс у створення технології та обладнання для контактного стикового зварювання трубопроводів різного призначення. За його активної участі розроблені технології, системи керування й устаткування для контактного стикового зварювання труб діаметром від 60 до 1400 мм і виконано його широкомасштабне

впровадження при будівництві трубопроводів на території колишнього СРСР. З використанням КСЗ зварено понад 70 тис. км різних трубопроводів, в тому числі 4 тис. км найпотужніших трубопроводів в районах Крайньої Півночі. Застосування КСЗ дозволило підвищити продуктивність праці і забезпечити надійність трубопроводів. Ця робота була також відзначена Ленінською премією у 1989 р.

Під керівництвом С.І. Кучука-Яценка та за його безпосередньої участі безперервно тривають роботи зі створення технологій зварювання тиском неповоротних стиків труб різного призначення. Вперше у світовій практиці розроблені технології та обладнання для пресового зварювання з нагрівом дугою, керованою магнітним полем, труб діаметром до 300 мм з товщиною стінки 5...15 мм, що відрізняються високою продуктивністю при мінімальній енергоємності процесу.

С.І. Кучук-Яценко бере активну участь на всіх етапах виконання перерахованих робіт. У 1998 р. йому присвоєно звання «Заслужений діяч науки і техніки України», у 2000 р. – Премія ім. Є.О. Патона за наукову роботу «Зварювання в твердій фазі».

С.І. Кучук-Яценко автор більше 700 наукових публікацій, в тому числі 10 монографій, 350 авторських свідоцтв. Їм отримано понад 300 українських і зарубіжних патентів, багато з яких придбані за ліцензійними угодами зарубіжними фірмами.

В даний час академік С.І. Кучук-Яценко продовжує займатися актуальними проблемами в галузі зварювання, створенням прогресивних технологій з'єднання важкозварювальних матеріалів. Він очолює один з провідних наукових відділів Інституту електрозварювання. С.І. Кучук-Яценко тривалий час плідно співпрацює з Каховським заводом електро-зварювального устаткування – одним з провідних підприємств-виробників зварювального обладнання в Україні. Він бере активну участь в організації серійного виробництва контактних стикових машин для зварювання залізничних рейок і труб.

С.І. Кучук-Яценко є заступником голови Вченої ради ІЕЗ, заступником головного редактора журналу «Автоматичне зварювання». Ним підготовлено більше десяти кандидатів і докторів технічних наук. Він був обраний першим президентом Товариства зварників України, входить до складу його правління, є членом Товариства зварників США та Великобританії.

Заслуги вченого відзначені двома орденами Трудового Червоного Прапора, орденом Знак Пошани, орденами Князя Ярослава Мудрого, медалями.

*Колектив Інституту електрозварювання
ім. Є.О. Патона, редколегія та редакція журналу
«Автоматичне зварювання»*

Фізичні основи та моделювання повзучості в сталях. *Stan T. Mandziej*, pp. 1119-1134

Симулятивний тест на прискорену повзучість був розроблений як відповідь на загальну потребу отримати в короткі терміни корисні фізичні дані для визначення довготривалої поведінки матеріалів, що піддаються експлуатації в умовах напруги при підвищених температурах у виробництві електроенергії та хімічній промисловості. Крім того, останні часті зупинки електростанції через додавання сонячної / вітрової енергії до мережі вимагають отримання даних про втомну повзучість, які не можуть надати стандартні випробування на повзучість. У відповідь на ці потреби було розроблено процедуру термомеханічної втоми, яка враховувала фізичні явища, що спричиняють трансформацію мікроструктури під час повзучості, зокрема, породження дислокаційних підструктур, їх роль у зародженні порожнеч і тріщин, активізації осадження карбідів та зниженню механічних властивостей при тривалому впливі підвищених температур. Фактична процедура теста генерує адекватні дані для розрахунку справжнього терміну експлуатації випробуваного матеріалу, що витримує повзучість, для номінального напруження.

Дослідження мікроструктури швів на зварних з'єднаннях дуплексних нержавіючих сталей з використанням технології дугової термічної обробки. *Andrea Putz, Vahid A. Hosseini, Elin M. Westin & Norbert Enzinger*, pp.1135-1147

Техніка термічної обробки застосовувалася для з'єднань стандартних дуплексних нержавіючих сталей з метою дослідження впливу термічної обробки, наприклад, при багатопрхідному зварюванні, на мікроструктуру швів. За допомогою нерухомої дуги в межах одного зразка розвивається просторове стаціонарне температурне поле, що змінюється від ліквідусу до кімнатної температури, і призводить до зміни мікроструктури. Дугову термічну обробку застосовували протягом 10 та 60 хв відповідно, а результати експериментів порівнювали з термодинамічними розрахунками. Металографічні дослідження виявили утворення вторинних фаз у різних зонах. Для термообробленого зразка протягом 10 хв. утворення σ -фази спостерігалось у температурному діапазоні 730...1000 °C, а ψ -фаза виявлена вище 700 °C. Для зразка 60 хв обробки σ -фаза утворилася між 675 і 1025 °C, тоді як ψ -фаза утворилася вище 600 °C. В обох зразках спостерігали трансформацію ψ -фази в σ -фазу, а також утворення вторинного аустеніту при 575...1100 °C. Виміри твердості визначили крихкі ділянки, які корелювали з областями,

збагаченими σ -фазою та розкладанням фериту. Порівняно з початковою мікроструктурою, регіони з вторинними фазами виявляли підвищену чутливість до локальної корозії при випробуванні відповідно до ASTM A262-Practice A.

Вплив змінних параметрів на тиск дуги при GTAW процесі. *Gabriel de Simas Asquel, Ana Paula Storto Bittencourt & Tiago Vieira da Cunha*, pp. 1149-1160

У даній роботі представлено вплив зварювального струму, відстані електрода-заготовки, складу електрода, діаметра електрода кута нахилу наконечника електрода, складу екрануючого газу та частоти імпульсних струмів на тиск газової вольфрамової дуги (GTAW). У цьому дослідженні були проведені випробування на тиск дуги над отвором діаметром 1 мм на мідній пластині, що не плавиться, з водяним охолодженням. Отвір було з'єднано з датчиком диференціального тиску через подовжувальну трубку. Як результат, тиск зварювальної дуги був прямо пропорційним квадрату зварювального струму та діаметру вольфрамового електрода. Більше того, тиск збільшується в міру зменшення відстані електрода-заготовки і обернено пропорційний куту нахилу наконечника електрода для кутів, що перевищують 45 °. Також електродний склад, частота імпульсного струму та газовий склад впливають на тиск зварювальної дуги.

Вплив залишкових напружень в зварних швах, отриманих при електронно-променевому зварюванні, на оцінку температури припинення росту тріщини. *Chiyomi Iwatake, Masahito Kaneko, Kazuyuki Matsumoto, Tsutomu Fukui, Shuji Aihara & Tomoya Kawabata*, pp. 1161-1174

Концепція припинення росту крихких тріщин останнім часом стала міжнародною проблемою для контейнерних суден. Міжнародна асоціація класифікаційного товариства (IACS) також призначила єдину вимогу (UR – unified requirement) для способу припинення росту крихких тріщин, і спосіб припинення росту крихких тріщин було схвалено на міжнародному рівні. В якості одного з методів оцінки крихкої тріщиностійкості в 1990-і роки була запропонована концепція температури припинення росту крихких тріщин (CAT – crack arrest temperature), яка заснована на ізотермічному тесті припинення росту тріщини. Цей концепт застосовувався головним чином для проектування резервуарів. Однак не було встановлено жодного стандарту, що описує детальну процедуру оцінки. Це означає, що тільки обмежені організації можуть оцінювати CAT, і це вважається проблемою, коли оцінка проведення зупинки санкціонована в якості міжнародного стандарту. На тлі таких обставин

* «Welding in the World», Vol. 64, Issue 7

японські дослідницькі групи, включаючи Японське зварювальне інженерне товариство (JWES) і Nippon Kaigi Kyokai (ClassNK), почали стандартизацію для випробувань CAT у 2016 р. Були досліджені різні аспекти керуючих факторів на основі результатів численних експериментів і чисельних розрахунків. Випробування CAT повинно включати зону окрихчення для ініціювання крихкої тріщини. До окрихненої зони можна застосувати або лінійний перепплав електронного пучка (ЕП), або локальний градієнт температури (LTG – local temperature gradient). Навіть якщо ми зосередимося тільки на зварюванні ЕП, дефекти зварювання в зоні окрихчення можуть бути впливовим фактором. У цій доповіді ми досліджуємо вплив залишкових напруг при зварюванні ЕП на рушійну силу розкриття тріщини, яка визначається як величина K за допомогою методу кінцевих елементів 3D (МКЕ). В результаті ми підтвердили існування залишкової напруги, що не може бути проігнорована, яка утворюється на поверхні зварюваної ділянки ЕП; однак вплив цього на величину K вважається незначним, якщо умови випробувань CAT можуть достатньо забезпечити довжину тріщини. Цей результат показує, що рушійна сила в точці зупинення CAT може бути просто оцінена формулою LEFM (linear elastic fracture mechanics) без урахування залишкової напруги зварного шва ЕП для окрихчення.

Вплив окалини на геометрію зварного шару та тепловий цикл при зварюванні GTA високоміцних сталей. *Rahul Sharma, Uwe Reisgen*, pp. 1175-1183

Високоміцні сталеві важкі плити після виробництва зазвичай покриваються окалиною. Її морфологія, структура та хімічний склад визначаються декількома факторами, наприклад, параметрами прокатки, швидкістю охолодження, методом гасіння та легуючими елементами. Окалину перед зварюванням бажано видалити. У зварювальній практиці видалення окалини в багатьох випадках недостатнє і може призвести до дефектів зварювання. У цій роботі проаналізовано вплив шару окалини на геометрію зварного шару та тепловий цикл під час зварювання GTA. Кілька високоміцних сталей з різним хімічним складом та товщиною пластин використовувались для зварювання.

Чисельне дослідження методів оцінки CTOD для лазерних зварних швів. *Yasuhito Takashima, Chendong Shao, Fenggui Lu & Fumiyoshi Minami*, pp. 1185-1193

У даній роботі запропоновано метод оцінки розкриття у вершині тріщини (CTOD – crack tip opening displacement) в лазерних зварних швах. Теоретична модель оцінки CTOD розроблена Dugdale and Bilby et al. (Модель DBCS) була використана для лазерного зварювання пластин. Напруга текучості металу лазерного шва і вузька ширина твердої зони впливали на CTOD, і була досліджена корекція напруги плинності з використанням моделі DBCS для отримання відповідної оцінки CTOD. Для застосування моделі DBCS до оцінки CTOD для лазерних звар-

них швів була запропонована еквівалентна концепція межі плинності. Еквівалентна напруга плинності залежала від коефіцієнта неузгодженості міцності і ширини твердої зони, оскільки напруга плинності металу лазерного шва зменшується з втратою обмеження, викликаного пластичною деформацією, яка сталася в основному металі. Прогнозований CTOD за величиною прикладеного навантаження, отриманий з використанням запропонованого методу оцінки, добре узгоджується з експериментальними критичними CTOD для лазерних зварних швів конструкційної сталі класу 780 і 520 МПа.

Залишкові напруги в термітних зварних рейках: значення додаткової ковки. *B. Lennart Josefson, R. Bisschop, M. Messaadi, J. Hantusch*, pp. 1195-1212

Процес алюмотермічного зварювання (ATW – aluminothermic welding) – це найчастіше застосовуваний процес зварювання для зварювання рейок (колії) у польових умовах. Велика кількість металу зварного шва, що додається в процесі ATW, може призвести до широкої нерівномірної поверхні головки рейки, що в рідкісних випадках може призвести до нерівномірності зносу та пластичної деформації через високі динамічні зусилля коліс-рейок при проходженні коліс. Ця стаття вивчає впровадження додаткового кування в процес ATW, призначеного для зменшення ширини зони, на яку впливає тепловіддача, не створюючи при цьому більш згубного залишкового поля напруги. Моделювання з використанням нової термомеханічної моделі TE процесу ATW показують, що додавання тиску кування призводить до дещо меншої ширини зони, на яку впливає тепло. Це також виявляється в металургійному дослідженні, показуючи, що ця зона (зона зварного металу та зона, що зазнає впливу тепла) є повністю перлітною. Лише граничні відмінності виявляються в залишковому напруженому полі, коли застосовується додаткове кування. В обох випадках великі залишкові напруги при розтягуванні знаходяться в рейці на шві при зварюванні. Додаткове кування може підвищити ризик гарячого розтріскування через збільшення пластичних деформацій у зоні, що зварюється.

Аналіз EBSD мікроструктур та механічних властивостей пом'якшених зон у зварному з'єднанні трубопроводу із сталі X60 після циклічної пластичної деформації. *Yuanbo Jiang, Chengning Li, Xinjie Di, Dongpo Wang, Jiangcheng Liu*, pp. 1213-1225

Метою цього дослідження було оцінити мікроструктурну еволюцію розм'якшених зон після циклічної пластичної деформації (CPD – cyclic plastic deformation) та вплив CPD на механічні властивості зварних з'єднань трубопроводів із сталі X60. Результати показали, що існування пом'якшеної зони призвело до того, що деформація в основному концентрувалася в цій області в процесі CPD. Мінімальна твердість пом'якшеної зони була на $HV 18$ меншою, ніж основний метал (ОМ). Коли глобальна деформація зварних з'єднань зросла з початкового стану без CPD до 5 % деформації, середня дезорієнтація ядра

міжкритичного ЗТВ, незначно зросла з 0,66 до 0,87°, що призвело до незначного зростання твердості. Незважаючи на наявність пом'якшених зон у ЗТВ, розташування розриву при розтягуванні було на ОМ, що пояснювалося комбінованим ефектом робочого зміцнення в пом'якшених зонах типу канавки, та стримуючим ефектом зварного з'єднання незалежно від рівні деформації CPD. Зниження пластичності зварних з'єднань було зумовлено концентрацією напружки, викликаною дислокаційними накопиченнями в процесі CPD, а потім призводило до раннього утворення мікроволокон.

Лазерне трансмісійне зварювання напівкристалічного поліпропілену без поглинаючих агентів за допомогою квазісинхронної стратегії опромінення. *Nam-Phong Nguyen, Stefan Behrens, Maximilian Brosda, Alexander Olowinsky & Arnold Gillner*, pp. 1227-1235

На відміну від інших методів з'єднання, лазерне трансмісійне зварювання надає унікальні переваги, такі як селективну та безконтактну передачу енергії. Це дозволяє виготовляти шви зі складною геометрією при малих механічних і теплових навантаженнях. Однак використання поглинаючих добавок для нижньої поверхні, що з'єднується, таких як сажа, є вирішальним, оскільки більшість полімерів прозорі в спектральному діапазоні типових джерел лазерного пучка (800...1100 нм). Новим підходом є застосування джерел пучка, що випромінюють в межах власних смуг поглинання полімерів між 1500 і 2000 нм. Це дає можливість лазерного зварювання прозорих полімерів без абсорбуючих агентів для медичних чи мікрофлюїдних застосувань, таких як пристрої Lab-on-a-Chip. З іншого боку, основним недоліком є велика зона термічного впливу (ЗТВ) через об'ємне поглинання, яке розповсюджується на весь поперечний переріз. Можливий спосіб подолати цей недолік – це квазісинхронна стратегія опромінення. У минулому було доведено, що ЗТВ полікарбонату (ПК) може бути зменшена у вертикальному напрямку до 30 % порівняно з контурним зварюванням. Оскільки ефекти розсіювання випромінювання при квазісинхронній стратегії опромінення без абсорбуючих агентів досі невідомі, розповсюдження пучка моделювалося в поліпропілені (ПП). На основі отриманих результатів було проведено теплове моделювання зварювального процесу за допомогою методу кінцевих елементів (МКЕ). Надалі імітаційну модель оцінювали шляхом порівняння результатів з експериментальними випробуваннями.

Порівняння впливу очищеного відшарування з HFMI-обробкою або використанням витратних матеріалів LTT на міцність втомлення сталі з 1300 МПа. *Ebrahim Harati, Lars-Erik Svensson & Leif Karlsson*, pp. 1237-1244

Були виготовлені зразки Т-образних з'єднань з сталі міцності 1300 МПа, використовуючи звичайні або низькі температури трансформації (LTT – low transformation temperature). Зварені зразки або

піддавалися обробці високочастотним механічним впливом (HFMI – to high-frequency mechanical impact), або обстрілюванню. Випробування на втому проводили при повністю зворотному, постійному амплітудному навантаженні на згин. Удар бойком привів до значного збільшення сили втоми протягом більш ніж 50 000 циклів. Зварні LTT шви мали найвищу втомну міцність, звичайні зварні шви мали дещо меншу втомну в'язкість. Обробка HFMI звичайними та LTT зварними швами також покращила втомну в'язкість, але в меншій мірі, підтримуючи нахил у діаграмі SN близько трьох, тоді як зразки, відстріляні, мали нахил 5-7. Значні відмінності в стисканні залишкового напруження спостерігалися між різними зварними швами, причому найбільше напруження при стисненні було виявлено у зразках після пострілу. Це, мабуть, було однією з головних причин покращення терміну втомленості відстріляних зразків.

Вплив підвищеної в'язкості, коефіцієнта R та товщини пластини на стійкість до стомлення сталевих з'єднань після високочастотного механічного впливу (HFMI). *M. Leitner & Z. Barsoum*, pp. 1245-1259

У 2016 р. Міжнародний інститут зварювання (IIW) опублікував рекомендацію щодо обробки високочастотним механічним впливом (HFMI – high-frequency mechanical impact) для покращення втомної міцності зварних з'єднань. З моменту опублікування рекомендацій HFMI було опубліковано чимало досліджень із значною кількістю нових даних про тест на виснаження, присвячених різним аспектам поліпшення; вплив міцності вихідного матеріалу, ефекту навантаження та товщини. Аналіз показує, що рекомендоване поліпшення класів втоми на основі міцності вихідного матеріалу добре застосовується. Крім того, добре розглядається зниження класів втоми для вищих коефіцієнтів R до визначеного значення $R = 0,52$. Нарешті, практичність коефіцієнта корекції товщини також підтверджується, ведучи до консервативної оцінки втоми. Показано, що відношення статистично оціненого класу FAT до рекомендованого значення є консервативним зі значенням вище одного майже для кожного набору даних; однак, навіть у деяких незначних випадках цей коефіцієнт є нижчим за одиницю, кожна окрема точка тесту в цьому дослідженні оцінюється консервативно, підтверджуючи придатність цієї рекомендації.

Моделювання наповнювача на основі Ti при вакуумній пайці сплаву TA 15. *Yongjuan Jing, Huaping Xiong, Yonglai Shang & Yaoyong Cheng*, pp. 1261-1268

Була створена модель для чотириелементного матеріалу зі структурою HCP EET. Проаналізували за моделлю наповнювач TiZrCuNi. Було встановлено, що елемент Ni корисний для міцності наповнювача, але елемент Cu сприятливий для пластичності наповнювача. Це показало, що важ-

ливо контролювати кількість Cu та Ni при правильному розподілі їх. Порівняно з наповнювачем Ti-13Zr-22Cu-9Ni, мас.%, розроблено наповнювач Ti-(10 ~ 11) Zr-(10 ~ 12) Cu-(9 ~ 10) Ni, мас.%. При зниженні в ньому кількості Cu та Ni до 19 мас.% також має міцну міцність і хорошу пластичність. Сплав ТА 15 методом вакуумного паяння з'єднували з призначеним металом наповнювача – Ti- (10 - 11) Zr- (10 ~ 12) Cu- (9 ~ 10) Ni, мас.%. Була досягнута однорідна мікроструктура Widmanstätten, яка характерна для високої міцності з'єднань.

Про викривлення консольних балок з порожнистим перерізом. *Timo Björk, Antti Ahola & Tuomas Skriko*, pp.1269-1278

У цьому документі розглядається аналіз напруженості балки консольної коробки, підданої статичному або коливальному навантаженню крутного моменту. Такі балки можуть мати декілька критичних місць з точки зору міцності; однією цікавою деталлю є переріз, де накладається навантаження. Однак такі деталі, як правило, можуть бути розроблені для отримання гладких форм, що призводить до помірних концентрацій напруги, що означає, що можна уникнути збоїв втомі. Однак деформація поперечного перерізу індукуює поперечні напруги на згин, які можуть бути згубними, особливо у зварних балках коробки. Крім того, місце кріплення, де брус зазвичай приварюється до торцевої пластини, може стати критичною точкою. У цій роботі представлений аналітичний підхід для обчислення поздовжніх напружень за рахунок викривлення поперечного перерізу, а також викликаних спотвореннями поперечних та поздовжніх напружень у прямокутних порожнистих перерізах. Аналізи кінцевих елементів проводяться з метою перевірки аналітичного підходу до проливання світла на критичні точки деталей торцевої пластини з різним ступенем проникнення зварного шва, використовуючи концепцію ефективної напруги на зріз (МКЕ) та запропонування проектних пропозицій для ефективної конструкції, деталізації діафрагмових пластин для зменшення деформації.

Детальне дослідження клейового стрічково-трубчастого Т-подібного з'єднання ламінованої композитної трубки FRP під осьовим стискаючим навантаженням. *Kundan Bharti, L.A. Kumaraswamidhas & R.R. Das*, pp. 1279-1292

Композитні конструкції мають широке застосування в механічних галузях. Такі конструкції складаються з декількох з'єднань, що може мати ризик зрештою послабити конструкцію у разі надмірної ваги. Тому необхідно зміцнювати структури, щоб зменшити ймовірність виходу з ладу. Це дослідження було проведено за моделлю трубчастого Т-подібного з'єднання, що містить клейку стрічку. Робота також була зосереджена на тривимірному аналізі напруги на клейовій стрічці. Модель була виготовлена з ламінованих та армованих волокнами полімерних (FRP – fibre-reinforced

polymer) композитних труб з клейкою трикутною стрічкою, підданих осьовому стискаючому навантаженню. Моделювання та аналіз проводилися за допомогою методу кінцевих елементів (МКЕ) для трьох різних стиків з різними геометричними параметрами. Модель була підтверджена за допомогою результатів доступної кінцево-елементної моделі. На основі представлених результатів кінцево-елементної моделі, осьове напруження на перерізі опора-стрічка, кільцеве напруження та кільцево-осьове напруження при перетині хорди та стрічки виявили більший ефект порівняно з іншими компонентами напруження. Максимальне значення компоненти напруження було виявлено в області між опорою та хордою з'єднання, що з часом може спричинити руйнування. Вплив адгезійної стрічки на відхилення було детально вивчено за допомогою ANSYS 18.1. Результати показали, що відхилення моделі клейової стрічки можна зменшити на 12,36% у порівнянні з умовами без стрічки. На підставі отриманих результатів досліджень було встановлено, що наявність клейової стрічки значно зменшує ефект відхилення, а також покращує міцність з'єднання та стійкість конструкції.

В'язка міцність поперечних кріпильних сталевих з'єднань з одностороннім дуговим зварюванням із застосуванням зварювальних матеріалів з низькою температурою перетворення. *Takeshi Hanji, Kazuo Tateishi, Suguru Kano, Masaru Shimizu, Tadahisa Tsuyama & Toshio Takebuchi*, pp. 1293-1301

У цій роботі було досліджено застосування витратних матеріалів для дугового зварювання при низькій температурі перетворення (LTT – low transformation temperature) для поліпшення втомної міцності навіть при відмові від кореня зварного шва. Поперечні з'єднання, утворені одностороннім зварюванням, схожими на ребро-палубні з'єднання в ортотропних сталевих мостових колодах, виготовлялися за допомогою зварювального витратного матеріалу LTT і звичайного зварювального витратного матеріалу. Випробування на втомлюваність проводили з навантажувачів на згин поза площиною, використовуючи апарат для випробування на виснаження вібраційного типу. Результати випробувань показали, що в матеріалі з витратою LTT можна досягти більш високої втомної міцності порівняно зі звичайним. Крім того, залишкові напруги навколо зварного шару були уточнені за допомогою рентгенографічних вимірювань та аналізу кінцевих елементів. Результати виявили, що витратний метал зварювального металу LTT може зменшити залишкову напругу навколо зварного шва, а також ввести стиснене залишкове напруження в корінь зварного шва, що може сприяти поліпшенню втомної міцності.

УСТАНОВКА АУНП-002

Установка АУНП-002 розроблена ТОВ «НВФ «ВІСП» (м. Київ) та призначена для автоматичного наплавлення технологічного шару металу на зовнішню поверхню деталей прокатного верстата ЛПЦ-1700: муфт, корпусів підшипників (подушок), шпинделів дротом суцільного перерізу в середовищі захисних газів, а також порошковим дротом. Установка призначена для експлуатації при температурі навколишнього середовища від 0 до +30 °С.

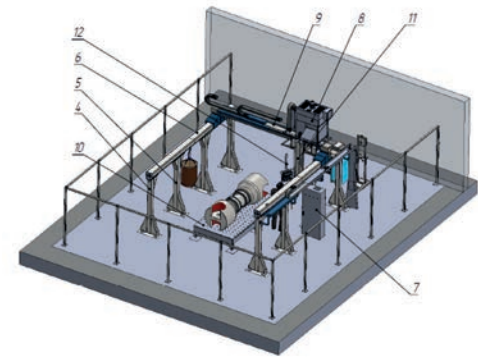
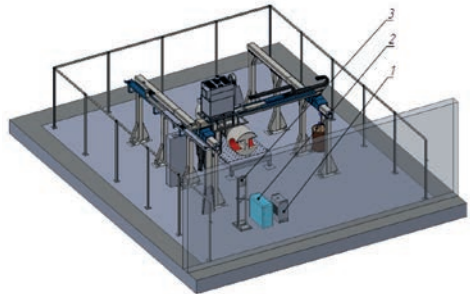
Установка являє собою комплекс обладнання, який дозволяє виконувати наплавлення технологічного шару металу на плоскі та циліндричні деталі. Основою установки є зібрані ліва та права колони з рейковими напрямними, по яких переміщається портал, на якому встановлено технологічне обладнання.

На верхній частині порталу встановлені рейкові напрямні, по яким рухається каретка. На платформі каретки передбачене місце для встановлення фільтруючої системи відпрацьованих газів, для бочок з порошковим дротом, або дротом суцільного перерізу, а також розміщена вертикальна каретка, за допомогою якої організоване вертикальне переміщення пальника.

Конструкція дозволяє робити налаштування пальника по висоті і глибині, а також регулювати кут нахилу. Керування роботою установки здійснюється з виносного пульта та основного дисплея.

ТЕХНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ

№	Найменування показників	Дані
1	Розміри деталей (тах), які наплавляються, мм довжина ширина висота	3000 1200 1500
2	Метод наплавлення	MIG / MAG FCAW-G
3	Діаметр дроту для наплавлення, мм	1,6; 2,0; 2,4; 2,8; 3,2
4	Довжина горизонтального переміщення порталу, мм	3970
5	Довжина горизонтального переміщення каретки порталу, мм	2500
6	Довжина вертикального переміщення каретки пальника, мм	1300
7	Швидкість горизонтального переміщення каретки порталу, мм/хв.	3...6000
8	Швидкість горизонтального переміщення каретки порталу, мм/хв.	3...6000
9	Швидкість вертикального переміщення каретки пальника, мм/хв.	3...3600
10	Максимальна споживана потужність шафи керування, кВт	4
11	Максимальна споживана потужність системи аспірації, кВт	3
12	Максимальна споживана потужність зварювального джерела, кВт	70
13	Максимальна споживана потужність установки, кВт	77
14	Параметри мережі живлення	3N~/50Гц/380В
15	Габаритні розміри, мм довжина ширина висота	5300 5200 4300
16	Маса, без зварювального обладнання, кг	5200



1. Блок автономного охолодження
2. Блок живлення
3. Рампа
4. Сійка бокова
5. Сійка середня
6. Напрямна балка
7. Шухляда електрична
8. Фільтруюча система відпрацьованих газів
9. Портал
10. Стіл зварювальний
11. Каретка вертикальна
12. Пульт керування