

З А В Т О М А Т И Ч Н Е 10 2021 С В А Р Ю В А Н Н Я

Автоматическая сварка

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Automatic Welding

Published 12 times per year since 1948

ЗМІСТ

МЕТАЛОЗНАВСТВО

Бабінець А.А., Рябцев І.О. Вплив модифікування та мікролегуювання на структуру та властивості наплавленого металу (Огляд)3

Німко М.О., Скульський В.Ю., Гаврик А.Р., Моравецький С.І., Осипенко І.Г. Структурна неоднорідність в зварних з'єднаннях теплостійких сталей системи хром-молібден-ванадій з різним вмістом хрому12

КОРОЗІЙНА ТРИВКІСТЬ

Ниркова Л.І., Лабур Т.М., Шевцов Є.І., Назаренко О.П., Дорофеев А.В. Корозійно-механічна стійкість зварних з'єднань сплаву 2219 в умовах, моделюючих експлуатаційні.....19

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ

Максимова С.В., Воронов В.В., Ковальчук П.В. Математичне моделювання температурного інтервалу плавлення і фазового складу багатоконпонентних нікелевих сплавів29

РЕМОНТНІ ТЕХНОЛОГІЇ

Козулін С.М., Личко І.І., Подима Г.С. Основні положення електрошлакової технології ремонту наскрізних тріщин в деталях великої товщини35

ЗАХИСНІ ПОКРИТТЯ

Грузевич А.В., Швець В.В. Підвищення надійності роботи обладнання енергетичного комплексу шляхом електродугового напилення40

ЗВАРЮВАЛЬНЕ ОБЛАДНАННЯ

Давиденко О.А., Завдовеев А.В. Використання пластичної деформації для підвищення механічних властивостей електродів контактних машин49

ОХОРОНА ПРАЦІ

Малахов А.Т., Кулешов В.А. Ультрафіолетове випромінювання при механізованому зварюванні сталі плавким електродом в суміші захисних газів54

ЗВАРЮВАННЯ ЗА КОРДОНОМ

Welding in the World № 9, 10 202158

3D-друк космічних ракет59

ІНФОРМАЦІЯ

Міжнародна конференція «Променеві технології в зварюванні та обробці матеріалів»60

Міжнародна конференція «Наноматеріали: застосування та властивості»63

CONTENTS

MATERIAL SCIENCE

Babinets A.A., Ryabtsev I.O. Influence of modification and microalloying on deposited metal structure and properties (Review)3

Nimko M.O., Skulskyi V.Y., Gavrik A.R., Moravetskyi S.I., Osipenko I.G. Structural inhomogeneity in welded joints of heat-resistant steels of chromium-molybdenum-vanadium system with different chromium content12

CORROSION RESISTANCE

Nyrkova L.I., Labur T.M., Shevtsov Ye.I., Nazarenko O.P., Dorofeev A.V. Corrosion-mechanical resistance of 2219 alloy welded joints, under simulated service conditions.....19

PROCESS MODELING

Maskimova S.V., Voronov V.V., Kovalchuk P.V. Mathematical modeling of melting temperature range and phase composition of multicomponent nickel alloys29

REPAIR TECHNOLOGIES

Kozulin S.M., Lychko I.I., Podyma H.S. Electroslag technologies for repair of through-thickness cracks in thick parts35

PROTECTIVE COATINGS

Hruzevych A.V., Shvets V.V. Improving the reliability of energy complex equipment by electric arc spraying.....40

WELDING EQUIPMENT

Davidenko O.A., Zavdoveyev A.V. Application of plastic deformation to improve the mechanical properties of resistance welding machines.....49

OCCUPATIONAL HEALTH

Malakhov A.T., Kuleshov V.A. Ultraviolet radiation in consumable electrode mechanized welding of steel in a mixture of shielding gases54

WELDING ABROAD

Welding in the World № 9, 10 202158

3D Printing of Space Rockets.....59

INFORMATIONS

International Conference «Beam Technologies in Welding and Materials Processing»60

International Conference «Nanomaterials: Applications & Properties»63



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:
С.І. Кучук-Яценко (головний редактор),
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. Пашчин,
В.Д. Позняков, І.О. Рябцев,
К.А. Юшенко;
В.В. Дмитрик, НТУ «ХПІ», Харків;
В.В. Квасницький, Є.П. Чвертко,
НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», Київ;
М.М. Студент, Фізико-механічний інститут
ім. Г.В. Карпенка НАНУ, Львів;
М. Зініград, Аріельський університет, Ізраїль;
У. Райсген, Інститут зварювання та з'єднань,
Аахен, Німеччина;
Я. Пілярчик, Інститут зварювання, Глівіце, Польща

Засновники

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

Адреса

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ
03150, Україна, Київ-150,
вул. Казимира Малевича, 11
Тел.: (38044) 200 2302, 200 8277
Факс: (38044) 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com/ukr/journal/as

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

Рекомендовано до друку
редакційною колегією журналу

Свідоцтво про державну
реєстрацію KB 4788 від 09.01.2001

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

Передплата 2021

Передплатний індекс 70031.

12 випусків на рік (видається щомісячно).

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

Електронна версія: 2880 грн. за річний комплект
(випуски журналу надсилаються електронною поштою
у форматі .pdf або для IP-адреси комп'ютера
передплатника надається доступ до архіву журналу).
Передплата можлива на попередні випуски за будь-який рік.

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

За зміст рекламних матеріалів
редакція журналу відповідальності не несе.

EDITORIAL BOARD

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

S.I. Kuchuk-Yatsenko (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 2302, 200 8277
Fax: (38044) 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com/eng/journal/as

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

Order of the MES of Ukraine № 409 of 17.03.2020.

Recommended for printing editorial board of the Journal

Certificate of state registration
of KV 4788 dated 09.01.2001
ISSN 0005-111X

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

Subscription 2021

Subscription index 70031.

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

\$144, subscriptions for the electronic version
(sending issues of Journal in pdf format
or providing access to IP addresses).

Subscription is possible for previous issues for any year.

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

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

ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ ТА МІКРОЛЕГУВАННЯ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ (Огляд)

А.А. Бабінець, І.О. Рябцев

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

На основі літературних даних показано вплив модифікування та мікролегування бором, титаном, вольфрамом, цирконієм, ітрієм та ін. на структуру, механічні та експлуатаційні властивості наплавленого металу. Показано, що введення цих елементів або їх сполук з вуглецем та азотом в кількостях до 0,2 % приводить до отримання дрібнозернистої, однорідної структури металу, одержанню більш рівномірного розподілу легуючих елементів, що позитивно позначається на показниках міцності, пластичності, зносо- та термостійкості. Визначено, що з точки зору підвищення зносостійкості та термостійкості наплавленого металу, перспективно виглядає введення малих добавок бору або його з'єднань (у кількості до 0,2 %), церію або ітрію (у кількостях до 0,015 % кожного) або ж використання комплексних лігатур, до складу яких можуть входити вищеперераховані елементи, а також такі модифікатори як цирконій, карбіди та бориди титану чи карбіди вольфраму. Також на основі проведеного аналізу показано, що введення у склад шихти порошкових дрітотів диборидів титану та цирконію сприяє активуванню процесів формування розплавлених крапель металу на торці електродного дроту, в результаті чого відбувається підвищення якості переносу металу у зварювальній дузі, що збільшує значення коефіцієнтів переходу легуючих елементів у наплавлений метал та покращує формування наплавлених валиків. Бібліогр. 28, табл. 1, рис. 7.

Ключові слова: дугове наплавлення, наплавлений метал, інструментальна сталь, модифікування, мікролегування, структура металу, зносостійкість, термостійкість

Широко відомо, що механічні та експлуатаційні властивості сталей та сплавів визначає їх хімічний склад та структура. Таким чином, впливаючи на структуру металу можна в певних межах змінювати його властивості. У роботі [1] було проаналізовано основні способи модифікування та мікролегування наплавленого металу та показано, що з розглянутих способів найбільш простим і раціональним є введення малих добавок (до 0,2 %) хімічних елементів або їх з'єднань безпосередньо через шихту порошкових електродних дрітотів.

Метою даної роботи є аналіз літературних даних щодо впливу малих добавок (до 0,2 %) хімічних елементів або їх з'єднань на структуру наплавленого металу, його експлуатаційні властивості, а також на показники стабільності процесу електродугового наплавлення.

Слід відмітити, що у більшості робіт, проаналізованих в даній статті, досліджувався вплив окремих хімічних елементів або їх з'єднань в якості саме модифікуючих часток, тобто таких, дія яких полягає у регулюванні первинної кристалізації та/або зміни ступеня дисперсності фаз, які кристалізуються. Щодо мікролегування, то цей термін здебільшого застосовується для такого елемента як бор та його з'єднань з іншими елементами, роль яких проявляється переважно внаслідок впливу на твердий стан металу (утворення твердого розчину впровадження або заміщення та ін.) [1].

Вплив елементів-модифікаторів і їх з'єднань на структуру наплавленого металу, його механічні та експлуатаційні властивості. В загальному випадку можна відзначити, що застосування модифікаторів приводить до подрібнювання зерна наплавленого металу й одержанню більш рівномірної структури, що позитивно позначається на його пластичних характеристиках, впливає на технологічні та інші властивості металу [2–6 та ін.].

Оскільки розмір зерна залежить від співвідношення швидкостей зародження й росту кристалів, то й модифікування по суті спрямоване на зміну цих параметрів у потрібному напрямку. Як правило, при модифікуванні в рідкому металі з'являється велика кількість центрів кристалізації. Подальший їх ріст залежить від характеру впливу модифікуючих добавок або фізичних впливів на обстановку в приграничній зоні кристал – розплав [1]. У більшості випадків розчинні або нерозчинні добавки виявляють гальмуючу дію на ріст кристалів, при цьому конкретний механізм гальмування росту залежить від природи модифікуючої добавки й механізму її дії. Було встановлено два типи впливу вмісту модифікаторів на структуру металів [2]: монотонне подрібнювання зерна при поступовому підвищенні вмісту модифікатора та немонотонне подрібнювання зерна з областю оптимальної концентрації модифікатора в межах 0,01...0,10 %, перевищення якої знову приводить до збільшення розміру зерна.

Бабінець А.А. – <https://orcid.org/0000-0003-4432-8879>, Рябцев І.О. – <https://orcid.org/0000-0001-7180-7782>

© А.А. Бабінець, І.О. Рябцев, 2021

Варіант монотонного зменшення розміру зерна з підвищенням концентрації модифікатора характерний для нерозчинних добавок-каталізаторів (наприклад, титан в алюмінії), а варіант немонотонного подрібнювання зерна – для поверхнево-активних розчинних домішок (наприклад, магній у цинку) [2]. Вплив модифікаторів на окремі структурні складові сталі (сплаву) схематично зображено на рис. 1 і в таблиці.

Розглянемо вплив модифікування та мікролегування на структуру та властивості сталей і сплавів більш детально, згрупувавши наявні в технічній літературі дані по найменуванню відповідних хімічних елементів.

Бор. Широко відомо, що мікродобавки бору використовують для поліпшення комплексу механічних властивостей конструкційних сталей,

які зазнають загартування з відпуском. При цьому вплив бору пов'язують із підвищенням прогартуваності та подрібнення зерна аустеніту [3–6].

Крім подрібнювання розмірів зерен, мікролегування бором впливає на твердість наплавленого металу й мікротвердість зерен твердого розчину, у той час як мікротвердість карбідної фази залишається практично без зміни. Збільшення твердості наплавленого металу при незначному зниженні твердості продуктів розпаду аустеніту, на думку авторів [7], пов'язане з підвищенням щільності й розгалуженості зміцнених бором міжзеренних границь.

У роботі [5] встановлено, що застосування порошкового дроту з мікродобавками нітриду бору перспективно для відновлення наплавленням роликів машин безперервного лиття заготовок (МБЛЗ). У результаті на поверхні роликів МБЛЗ

формується зносостійкий шар наплавленого металу типу 30X5M2B2ГФ із твердістю до HRC 57, високою термостійкістю та низьким коефіцієнтом тертя в порівнянні із шаром, наплавленим немодифікованим матеріалом.

Разом з тим, дані про вплив мікродобавок бору на пластичні властивості сталей досить неоднозначні. У роботі [8] показано, що при вмісті бору в металі на рівні 0,0015...0,0025 % можна ефективно управляти пластичними властивостями низьколегованих сталей класу міцності K40. Мікролегування низьколегованих сталей типу 08Г2С, 10Г2С і т.п., бором (0,002...0,004 %) сприяє підвищенню їх металургійної чистоти, в резуль-

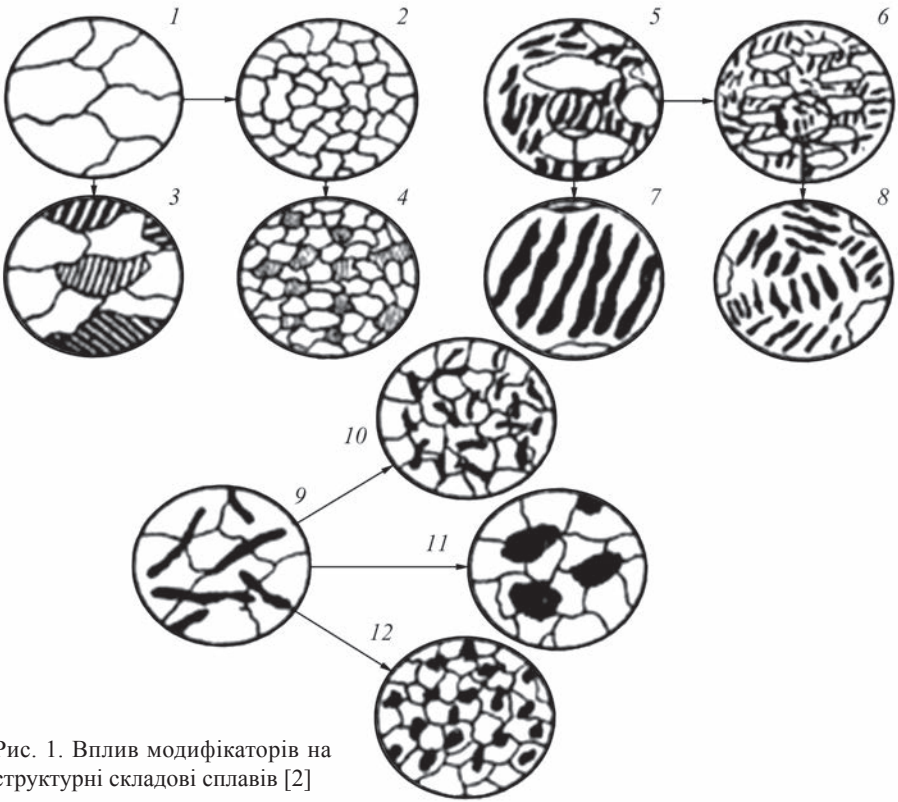


Рис. 1. Вплив модифікаторів на структурні складові сплавів [2]

Результати впливу модифікаторів на структуру сталей та сплавів [2]

Тип сплаву	Результат	Структури (див. рис. 1)
Сплави – тверді розчини (вуглецеві сталі з феритно-перлітною структурою)	Подрібнювання первинного зерна	1, 2
->-	Фазова перекристалізація	1, 3
->-	Подрібнювання вторинного зерна після фазової перекристалізації	1, 2, 4
Сплави з первинними виділеннями й евтектикою (сірий і високоміцний чавун)	Подрібнювання обох структурних складових	5, 6
->-	Крупнокристалічна евтектика	7
->-	Тонкопластинчата евтектика з дуже короткими пластинами	8
->-	Подрібнювання окремих великих структурних складових	9, 10
->-	Коагуляція й сфероїдизація структурних складових	11, 12

тагі чого підвищується рівень ударної в'язкості сталі [9], однак знижується її пластичність [10]. Про зниження пластичності та ударної в'язкості конструкційної сталі 35 зазначено в роботі [11] при мікролегуванні бором у таких же кількостях (до 0,005 %).

Такий неоднозначний вплив бору на властивості сталей пов'язаний з тим, що він є більш активним розкислювачем у порівнянні із кремнієм і марганцем, і має високу поверхневу активність. Через це бор переважно розташовується по границях зерен, що приводить до перерозподілу домішок і на границях зерен, різко зменшується концентрація сірки, марганцю, азоту й титану. Крім того, бор може утворювати твердий розчин впровадження в комбінації зі здатністю витіснити домішки із границь в об'єм зерна [10].

Титан. Титан у вигляді його з'єднань з вуглецем, азотом та бором досить широко застосовуються при модифікуванні сталей в першу чергу через високу температуру плавлення цих з'єднань (> 3000 K). Найчастіше в якості модифікатора використовують карбонітриди титану. За даними робіт [12, 13], мікролегування високолегованих сталей типу 10X15H4AM3 карбонітридом титану приводить до різкого подрібнювання макрозерна, усунення стовпчатості зерен і різнозернистості. Карбіди отримують компакту рівновісну форму та рівномірно розподіляються за об'ємом зерна: у немодифікованому сплаві карбіди протяжної форми і досягають розмірів 50 мкм, у модифікованому сплаві карбіди отримують компакту форму розмірами 4...8 мкм. Така зміна мікроструктури позитивно впливає на тривалу міцність, зносо- та термостійкість зразків, підвищуючи їх до 2...3 разів.

Можна припустити, що частки карбонітриду титану, які мають високу термодинамічну стабільність, піддаючись незначному розчиненню в металевому розплаві, переходять із шихти порошкового дроту у зварювальну ванну, впливаючи на кінетику

кристалізації наплавленого металу [12]. За даними роботи [13], частки карбонітриду відіграють роль ефективних інокуляторів, сприяючи подрібнюванню первинного зерна матриці сплаву. Збільшення кількості модифікатора в дроті понад 0,4 мас. % не приводить до подальшого подрібнювання зерен.

Менш однозначний вплив модифікування сталей нітридом титану. Згідно даних роботи [14], середня ширина первинних кристалів низьколегованої конструкційної сталі зменшується, але розкид значень ширини збільшується. Також наявна інформация, що введення часток нітриду титану призводить до утворення пор у металі зварного шва. Протилежні результати наведені в роботі [4], в якій показано, що введення до 0,4 мас. % часток нітриду титану в складі присадного порошкового дроту у високовуглецеву хромисту сталь типу 320X12M2HP не веде до утворення пор й сприяє росту твердості наплавленого металу з HRC 55 до HRC 57, при цьому підвищуючи стійкість високолегованого хромомолібденового наплавленого металу до абразивного зношування на 20 %. Така неоднозначність впливу нітриду титану можливо пояснюється різним класом матеріалів, що використовувалися у наведених вище дослідженнях.

У роботі [6] було показано, що модифікування конструкційної сталі 45 диборидами титану приводить до зниження дендритної неоднорідності, розбивці стовпчастих дендритів, подрібненню структури, усуненню грубих первинних виділень карбідної фази (рис. 2). При цьому структурні зміни, що відбулися, не вплинули на твердість металу, однак підвищили його зносостійкість [6]. За даними робіт [12, 15], введення диоксиду титану в присадний матеріал при зварюванні підвищує межу плинності і міцності зварних швів в середньо- та високолегованих сталях.

Вольфрам. Відзначено подрібнювання структури низьковуглецевого низьколегованого [14, 16], а також, середньо- та високолегованого металу типу

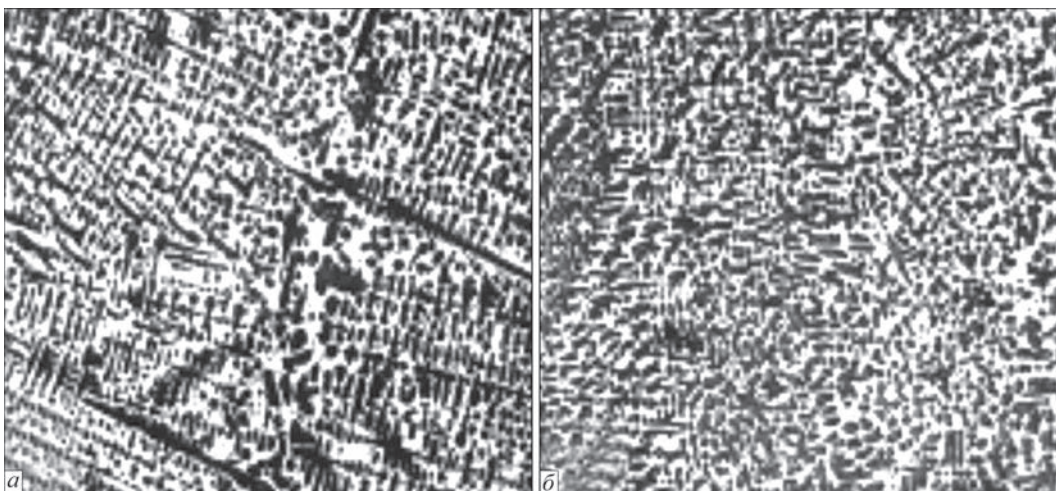


Рис. 2. Вплив модифікатора TiB_2 на структуру наплавленого шару ($\times 100$) [6]: а – без модифікатора; б – з модифікатором

хромистих сталей [16] при модифікуванні їх порошками карбіду вольфраму при їх вмісті в металі до 0,04 %. Відзначено, що в модифікованому металі типу низьколегованої сталі структура стає більш однорідною, виявляючи позитивний вплив на пластичні характеристики [14].

Схожий вплив добавок карбіду вольфраму відзначений у роботі [16], де показано, що структура наплавленого металу типу високовуглецевої хромистої сталі у вихідному стані являє собою феритно-перлітну суміш (рис. 3, а). Введення нанокарбідів вольфраму призводить до трансформації структури металу в модифікований субдисперсний твердий розчин на основі α -Fe із залишковим аустенітом, розташованим по границях зерен (рис. 3, б). Кількість неметалевих включень, які колись мали довільні обриси й були нерівномірно розподілені в металі, скоротилась на 15...20 %. Включення, що залишилися, розподілені більш рівномірно й мають глобулярну форму. Така структура металу, на думку авторів роботи, повинна сприяти підвищенню його пластичних властивостей у умовах циклічного навантаження.

Цирконій. Застосування цирконію обумовлене його здатністю перешкоджати росту зерна та активно взаємодіяти з вуглецем і азотом (активніше ніж титан), внаслідок чого утворюються дисперсні карбіди та нітриди [3, 17]. Їхній вплив на властивості з'єднань проявляється у вигляді

ді подрібнювання зерна, підвищення механічних властивостей, зниження порогу холодноламкості та чутливості до концентраторів напружень як сталей так і сплавів, в тому числі, з легких металів [11, 18]. Наприклад, модифікування алюмінієвих сплавів шляхом введення до складу шихти порошкового дроту фторцирконату калію (K_2ZrF_6) [18] призводить до рафінування металу зварювальної ванни та підвищення загальної кількості центрів кристалізації, внаслідок чого наплавлений метал отримує дрібнозернисту структуру з рівномірним розподілом легуючих елементів, що обумовлює підвищення його зносостійкості в 1,2 рази. За даними роботи [11] нітриди і карбіди цирконію по міцності та стійкості перевершують аналогічні з'єднання титану, ванадію та молібдену. У зв'язку з цим, суттєво підвищуються показники міцності та пластичності конструкційних сталей (рис. 4).

Церій. Церій відомий завдяки своїй здатності нейтралізувати вплив поверхнево-активної сірки в процесі кристалізації наплавленого металу та при тривалих високотемпературних нагрівах [19]. Модифікування сталей типу 30ХГСА, Х5МФ, Х12МФ церієм в кількостях до 0,009 % приводить до підвищення технологічної міцності, ударної в'язкості і опору термовтомному руйнуванню наплавленого металу [19, 20]. Ефект досягається за рахунок зв'язування сірки в тугоплавкі дрібнодисперсні з'єднання, зниження мікрохімічної не-

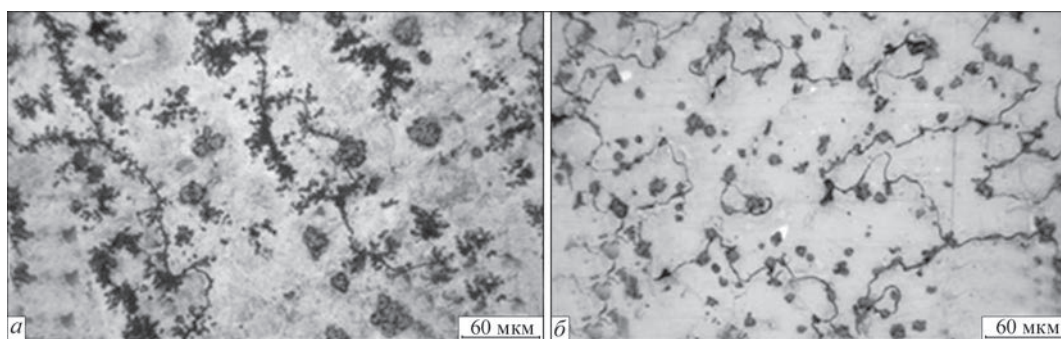


Рис. 3. Вихідна структура металу, наплавленого ЕШН порошковим дротом (а), і тим же дротом але із шихтою, що містить нанокарбіди вольфраму (б) ($\times 200$) [16]

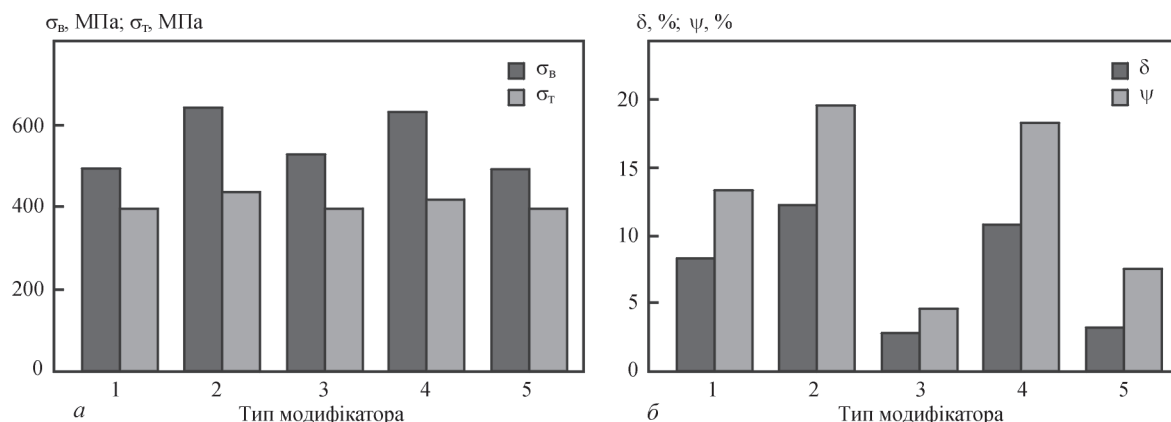


Рис. 4. Вплив різних елементів на показники міцності (а) і пластичності (б) немодифікованої (1) та модифікованої ванадієм (2), молібденом (3), цирконієм (4) та бором (5) конструкційної сталі [11]

однорідності, подрібнювання аустенітного зерна. При цьому зменшується також забруднення металу шва неметалевими включеннями [21].

Ітрій. Ітрій має винятково велику спорідненість до кисню, азоту, сірки й інших елементів, утворюючи з ними термодинамічно стійкі з'єднання. Серед рідкоземельних елементів (РЗМ) спорідненість ітрію до кисню при температурах зварювальної ванни найбільша. Згідно даних роботи [17], дослідження наплавленого металу типу 15X8H2M2Ф, модифікованого ітрієм, показали, що у порівнянні із церієм, ітрій має певні технологічні переваги: при введенні його в рідкий метал відсутній піроефект, він більш стабільно засвоюється рідкою сталлю і, крім того, для одержання оптимальних властивостей сталі його необхідно в 3-4 рази менше, ніж церію. Оптимальний вміст ітрію в наплавленому металі знаходиться в межах 0,013...0,015 % [17].

Так, при мікролегуванні наплавленого металу ітрієм відбувається підвищення механічних і експлуатаційних властивостей – зносостійкості і термостійкості на 20...30 % (рис. 5), яке пояснюється, очевидно, подрібнюванням структури металу, зміною форми, величини й характеру розподілу неметалевих включень, очищенням границь зерен від сірки й інших шкідливих домішок [17, 22].

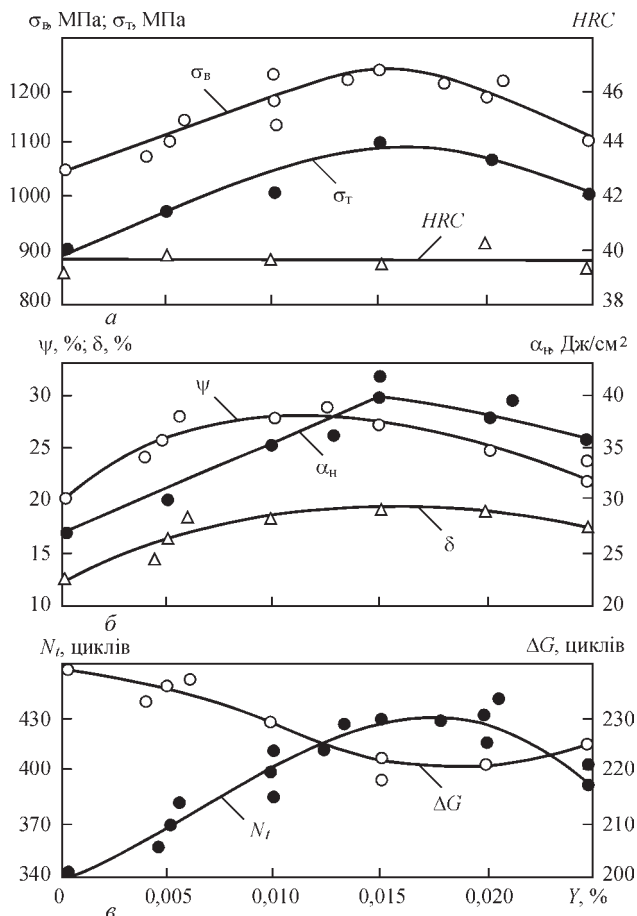


Рис. 5. Вплив ітрію на механічні властивості (а, б), зносостійкість ΔG і термостійкість N_t (в) наплавленого металу типу 15X8H2M2Ф [17]

Кальцій. У загальному випадку введення в сталь кальцію підвищує її рідкоплинність, видозмінює оксидні та сульфідні включення, поліпшує пластичні властивості та ін. Кальцій відрізняється низькою розчинністю в металі й низькими температурами плавлення й кипіння, через що він практично повністю видаляється з металу. Тому для збереження ефекту модифікування необхідно вводити до складу лігатур багато інших елементів, що сприяють подовженню дії кальцію [3].

Стронцій. Стронцій по своїх фізико-хімічних властивостях займає проміжне положення між кальцієм і барієм і також обмежено використовується для підвищення ефективності модифікування металу [3].

Барій. Барій часто використовується в комплексі з кальцієм для підвищення його засвоєння й посиленню позитивного впливу останнього, хоча в ряді випадків відзначається ефективність використання одного барію (без кальцію) [3].

Вплив комплексних модифікаторів на структуру наплавленого металу, його механічні та експлуатаційні властивості. Виходячи з того, що одні добавки-модифікатори подрібнюють структуру й блокують домішкові елементи на міжзеренних і міжфазних границях, а інші гальмують рекристалізаційні процеси й внутрішньозеренний розпад, перспективним виглядає ідея модифікування сталей комплексними добавками. У комбінації вони можуть сприяти створенню однорідного структурно-фазового стану, посиленню ефекту від впливів один одного, тощо.

Так, наприклад, мікролегування низьколегованих сталей типу 08Г2С, 10Г2С титаном і цирконієм привело до істотного поліпшення міцності та пластичності металу [23]. У роботах [19, 24] досліджували спільний вплив мікродисперсного порошку диборидів титану і цирконію, а також діоксиду церію. Показано [24], що мікролегування швів титаном і бором при багатодуговому зварюванні під нейтральними або слабокислими флюсами поліпшує структуру металу типу низьколегованої сталі 10Г2ФБ, в результаті чого в 1,5...2,5 рази збільшується ударна в'язкість сталі. Оптимальний вміст у металі шва титану й бору становить відповідно 0,022...0,038 та 0,0025...0,0065 мас. %.

У роботі [11] за рахунок введення до складу конструкційної сталі Ст. 35 мікродобавок (до 0,2 %) високоактивних елементів (V, Mo, Zr, B) вдалося досягти поліпшення структури й експлуатаційних властивостей матеріалу.

Так само за рахунок оптимальної комбінації поверхнево-активних модифікуючих добавок Ti, Al, B, Ce, Ca та V, при спільному легуванні швів (матеріал дроту – сталь 10ХГНМ, основний метал – сталь 33ХСН2МА), у роботі [25] вдалося досягти стабіль-

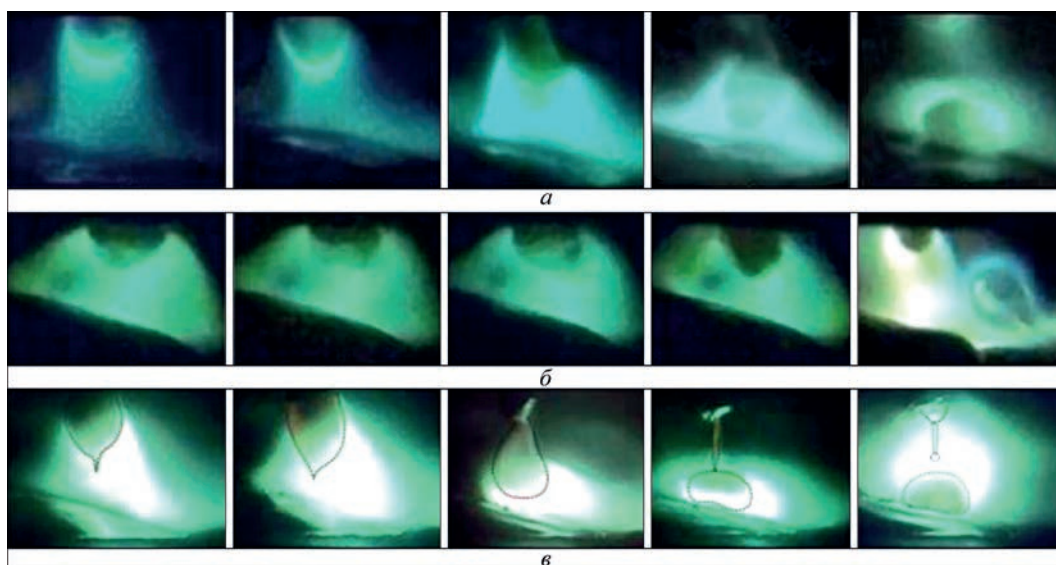


Рис. 6. Характер формування краплі електродного металу при наплавленні порошковим дротом з використанням часток TiB_2 (а), CeO_2 (б) та без них (в) [19]

ної стійкості зварних з'єднань проти тріщин при забезпеченні досить високої міцності метала шва. Завдяки досягненню певного балансу між Ti , V , Ni та Mo , у роботі [26], було досягнуто підвищення однорідності хімічного складу зварних швів і, як наслідок, підвищення ударної в'язкості зварних з'єднань, виконаних з низьколегованої сталі 08Г2С.

У роботі [27] досліджували вплив введення в шихту порошкового дроту, який використовується в якості присадного при плазмовому наплавленні, комплексної лігатури, яка містить фтор, алюмокальцій, фероцерій та мідно-берилієвий сплав. Берилій вводився для зміцнення сталі й підвищення її механічних властивостей при високих температурах. Для видалення кисню, сірки й фосфору вводилися алюмокальцій і фероцерій. Наявність у дузі фтору, що має високий потенціал іонізації, веде до поліпшення саморегулювання дуги і підвищенню стабільності процесу наплавлення. Як результат, був отриманий наплавлений метал типу 2Х13Н12ГД2Ю з підвищеними механічними й експлуатаційними властивостями, зокрема – високою стійкістю до термоциклічного навантаження.

Вплив модифікування та мікролегування на зварювально-технологічні властивості матеріалів для наплавлення. Відомо, що одним із шляхів підвищення стабільності розплавлення й переносу електродного металу в дузі, є використання процесу з накладанням додаткових імпульсів струму певної частоти [19]. Однак у випадку використання порошкових дротів, керування частотою відриву краплі електродного металу вимагає забезпечення синхронності розплавлення оболонки й осердя (наповнювача), що в практиці застосування імпульсно-дугових процесів достатньо успішно застосовується лише при використанні дротів малого діаметра.

Іншим способом впливу на процес розплавлення електродного дроту є введення у його шихту модифікуючих мікродобавок різних елементів, дія яких заснована на зміні електрофізичних характеристик зварювальної дуги та, відповідно, умов теплопередачі в дуговому проміжку. Разом з тим, у технічній літературі практично відсутні дані про вплив модифікуючих добавок на такі зварювально-технологічні властивості матеріалів для наплавлення, як стабільність горіння дуги, коефіцієнт переходу легуючих елементів, якість формування наплавлених валиків та їх геометричні розміри. Є лише кілька робіт, присвячених цій тематиці.

За даними роботи [18], використання в складі шихти порошкового дроту фторцирконату калію не тільки подрібнює структуру наплавленого металу, але й підвищує стабільність дугового процесу й поліпшує формування наплавленого металу. Цей ефект досягається дією поверхнево-активних елементів, що знижують силу поверхневого натягу, які втримують краплю на торці електрода. Додатково лужний елемент калій з низьким потенціалом іонізації підвищує стабільність горіння дуги за рахунок зниження ефективного потенціалу іонізації дугового проміжку.

У роботі [19] встановлено, що введення в склад електродного матеріалу мікродобавок диборидів титану та цирконію сприяє створенню умов, при яких різномірні по теплофізичних властивостях оболонка й компоненти наповнювача порошкового дроту більш активно плавляться та формуються в металеву краплю (рис. 6). Внаслідок цього зменшується розмір крапель і підвищується частота їх відділення, що супроводжується збільшенням періодичності, з якої анодна пляма дуги переміщається між торцем тугоплавкого осердя й поверхнею металеві краплі. Результатом такого впливу є підвищення

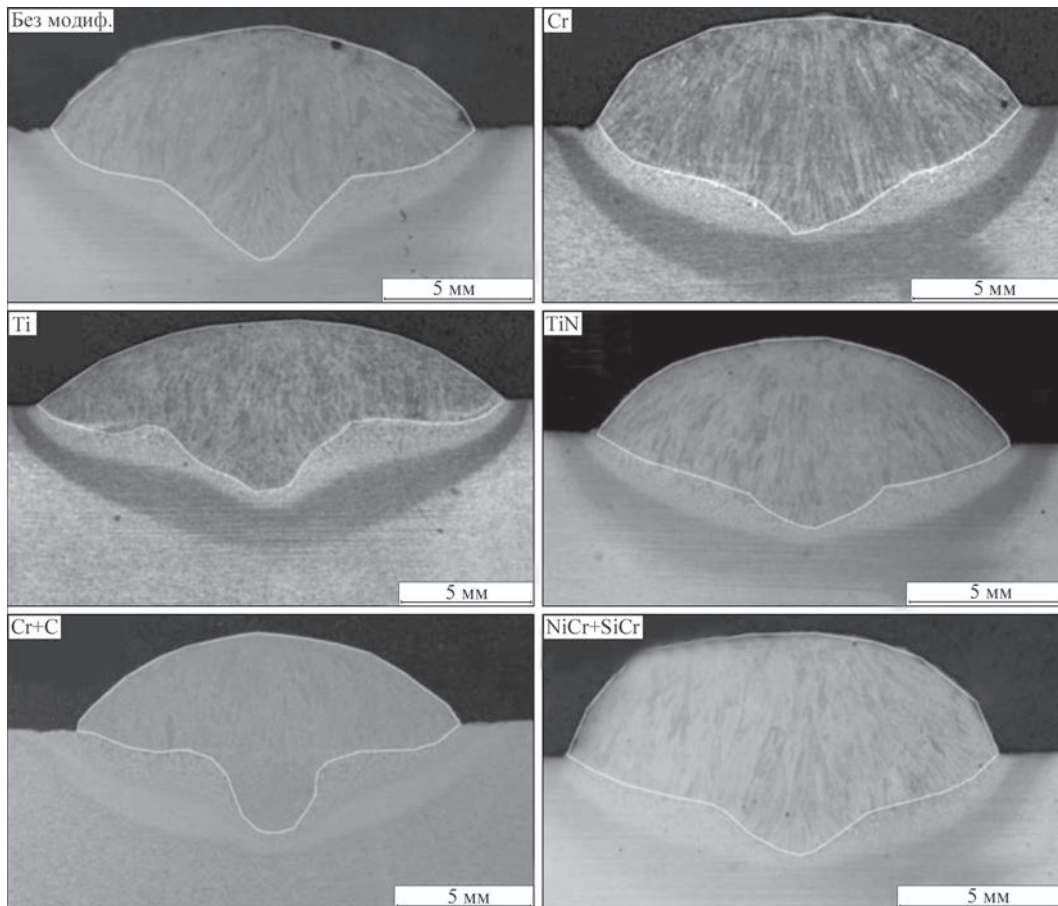


Рис. 7. Вплив типу модифікатора на форму й глибину проплавлення при зварюванні в захисних газах суцільним дротом з модифікованим покриттям [28]

якості переносу металу у зварювальній дузі, завдяки чому збільшується значення коефіцієнтів переходу легуючих елементів у наплавлений метал. Також відзначено, що при вмісті бору в наплавленому металі $> 0,05\%$ виявлено ліквідаційні ділянки з хімічною неоднорідністю і окрихчення металу.

За даними роботи [28] вплив на дугу та перенос крапель може бути здійснений через тонкі покриття, нанесені на поверхню електродних дротів, що також впливає і на геометричні розміри наплавлених валиків. Вплив деяких покриттів показано на рис. 7, з якого видно, що найменша глибина проплавлення відзначена для випадку нанесення покриття з чистого титану. В цьому випадку також було відзначено значне збільшення стійкості металу шва при циклічному навантаженні.

Висновки

1. Як видно з результатів проаналізованих досліджень, модифікування чи мікролегування сталей, при якому відбувається подрібнювання розміру їх зерна, перерозподіл неметалевих включень, очищення границь зерен та ін., загалом позитивно впливає на механічні та експлуатаційні властивості наплавленого металу, зокрема, відбувається підвищення зносо- та термостійкості.

2. Найбільш часто з метою модифікування та мікролегування сталей і сплавів застосовуються різні з'єднання титану, вольфраму, цирконію, бору. При цьому комплексне модифікування такими елементами може виявляти більш істотний вплив на властивості сталей, ніж застосування даних елементів у вигляді монодобавок.

3. З погляду забезпечення високої стабільності горіння дуги, зниження розбризкування та поліпшення якості формування наплавленого металу перспективно виглядає використання в якості модифікаторів цирконію та титану, в комбінації з такими елементами як калій, кальцій, фтор, тощо.

Список літератури

1. Бабінець А.А., Рябцев І.О. (2021) Класифікація способів модифікування та мікролегування наплавленого металу (Огляд). *Автоматичне зварювання*, 9, 3–11. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2021.09.01>
2. Задиранов А.Н., Кац А.М. (2008) *Теоретические основы кристаллизации металлов и сплавов*. Москва, МГИУ.
3. Зубенко Л.Н. (2015) Применение модификаторов в составе функциональных покрытий. *Технологии и материалы*, 2, 20–23.
4. Антонов А.А., Артемьев А.А., Соколов Г.Н. и др. (2016) Аргодуговая наплавка порошковой проволокой с подачей модификатора в сварочную ванну. *Изв. Волгоградского гос. техн. ун-та*, 15, 102–105.
5. Макаров А.В., Кудряшов А.Е., Владимиров А.А., Титова А.П. (2019) Применение наплавочных материалов, модифицированных тугоплавкими компонентами, для восста-

- новления роликов машин непрерывного литья заготовок. *Вестник Брянского гос. техн. ун-та*, **8**, 41–48.
6. Полетика И.М., Борисов М.Д., Козлов А.В. и др. (2005) Формирование структуры металла электрошлаковой наплавкой при легировании карбидами бора и хрома. *Перспективные материалы*, **4**, 78–82.
 7. Krivchikov, S.Yu. (2012) Modification by boron of deposited metal of white cast iron type. *The Paton Welding J.*, **6**, 19–21.
 8. Maksimov, S.Yu., Machulyak, V.V., Sheremeta, A.V., Goncharenko, E.I. (2014) Investigation of influence of microalloying with titanium and boron of weld metal on its mechanical properties in underwater welding. *Ibid.*, **6-7**, 76–79. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2014.06.15>
 9. Вщенко И.П. (2007) Структура и свойства малоуглеродистых низколегируемых сталей. *Вестник МГТУ*, **94**, 558–560.
 10. Орлов Л.Н., Шарапов М.Г., Воынец В.Л. (2010) Влияние микролегирования бором на свойства металла шва при сварке судостроительных сталей рутитовыми порошковыми проволоками. *Судостроение*, **5**, 54–58.
 11. Коровин В.А., Палавин Р.Н., Леушин И.О., Костромин С.В. (2011) Микролегирование литой конструкционной стали. *Труды НГТУ им. Р.Е. Алексеева*, **2**, 199–207.
 12. Литвиненко-Арков В.Б., Соколов Г.Н., Кязымов Ф.А. (2012) Структура и свойства термостойкого металла, наплавленного порошковыми проволоками с наночастицами TiCN. *Изв. Волгоградского гос. техн. ун-та*, **9**, 194–197.
 13. Соколов Г.Н., Артемьев А.А., Дубцов Ю.Н. и др. (2018) Влияние азота и частиц карбонитрида титана на структуру и свойства металла системы Fe–C–Cr–Ni–Mo, наплавленного порошковой проволокой. *Омский научный вестник*, **2**, 15–19.
 14. Aleshin, N.P., Grigor'ev, M.V., Kobernik, N.V. et al. (2018) Modification of weld metal with tungsten carbide and titanium nitride nanoparticles in twin submerged arc welding. *High energy chemistry*, **52/5**, 440–445.
 15. Kuznetsov, V.D., Stepanov, D.V. (2015) Structure and properties of weld metal modified by nanooxides. *The Paton Welding J.*, **11**, 10–16. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2015.11.01>
 16. Соколов Г.Н., Лысак В.И., Трошков А.С. др. (2009) Модифицирование структуры наплавленного металла нанодисперсными карбидами вольфрама. *Физика и химия обработки материалов*, **6**, 41–47.
 17. Гладкий П.В., Микаелян Г.С. (2015) Микролегирование и модифицирование износостойкого наплавленного металла. *Наплавка. Технологии. Материалы. Оборудование*. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ, 71–73.
 18. Зусин В.Я. (2011) Исследование модифицирования металла, наплавленного порошковой проволокой с алюминиевой оболочкой. *Вестник Приазовского гос. техн. ун-та. Серия: Технические науки*, **23**, 180–183.
 19. Зорин И.В., Дубцов Ю.Н., Соколов Г.Н. и др. (2020) Влияние частиц тугоплавких химических соединений на перенос металла в сварочной дуге при наплавке композиционной проволокой. *Изв. Волгоградского гос. техн. ун-та*, **4**, 43–48.
 20. Бондарева О.П., Гоник И.Л. (2009) Влияние микролегирования на структуру и свойства экономнолегированной феррито-аустенитной стали 02X22H5. *Там же*, **11**, 137–140.
 21. Stepanov, K.K., Matvienko, V.N., Oldakovskiy, A.I. (2011) Modification of medium-chromium deposited metal. *The Paton Welding J.*, **8**, 10–12.
 22. Efimenko, N.G. (2002) Modifying, refining and alloying with yttrium in welding of steels. *Ibid.*, **6**, 8–12.
 23. Pu, J., Yu, Sh., Li, Yu. (2017) Effects of Zr–Ti on the microstructure and properties of flux aided backing submerged arc weld metals. *J. of alloys and compounds*, **692**, 351–358.
 24. Feinberg, L.I., Rybakov, A.A., Alimov, A.N., Rosert, R. (2007) Weld microalloying with titanium and boron in multiarc welding of large diameter gas and oil pipes. *The Paton Welding J.*, **5**, 12–16.
 25. Kabatsky, V.I., Kabatsky, A.V. (2004) Effect of modifying of weld metal on delayed fracture resistance of high-strength steel welded joints. *Ibid.*, **3**, 21–25.
 26. Яковлев Д.С., Шахматов М.В. (2015) Микролегирование сварных соединений порошковой проволокой. *Технологии и материалы*, **2**, 23–28.
 27. Чигарев В.В., Кондрашов К.А., Макаренко Н.А., Грановский А.В. (2002) Наплавочный материал для плазменного упрочнения и восстановления пресс-форм. *Вестник Приазовского гос. техн. ун-та. Серия: Технические науки*, **12**, 153–156.
 28. Wesling, V., Schram, A., Muller, T. (2016) Influencing the arc and the mechanical properties of the weld metal in GMA-welding processes by additive elements on the wire electrode surface. *18th Chemnitz Seminar on Materials Engineering, MAR 10-11. IOP Conference Series-Materials Science and Engineering*.

References

1. Babinets, A.A., Ryabtsev, I.O. (2021) Classification of methods of modification and microalloying of deposited metal (Review). *The Paton Welding J.*, **9**, 3–11. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2021.09.01>.
2. Zadiranov, A.N., Kats, A.M. (2008) *Theory of crystallization of metals and alloys*. Moscow, MGU [in Russian].
3. Zubenko, L.N. (2015) Application of modifiers in composition of functional coatings. *Tekhnologii i Materialy*, **2**, 20–23 [in Russian].
4. Antonov, A.A., Artemiev, A.A., Sokolov, G.N. et al. (2016) Argon-arc flux-cored wire surfacing with feed of modifiers to welding pool. *Izv. Volgograd. GTU*, **15**, 102–105 [in Russian].
5. Makarov, A.V., Kudryashov, A.E., Vladimirov, A.A., Titova, A.P. (2019) Application of surfacing materials modified by refractory components for restoration of rollers of billet continuous casting machines. *Vestnik Bryanskogo GTU*, **8**, 41–48 [in Russian].
6. Poletika, I.M., Borisov, M.D., Kozlov, A.V. et al. (2005) Formation of metal structure by electrosag surfacing at alloying of boron and chrome carbides. *Perspektivnye Materialy*, **4**, 78–82 [in Russian].
7. Krivchikov, S.Yu. (2012) Modification by boron of deposited metal of white cast iron type. *The Paton Welding J.*, **6**, 19–21.
8. Maksimov, S.Yu., Machulyak, V.V., Sheremeta, A.V., Goncharenko, E.I. (2014) Investigation of influence of microalloying with titanium and boron of weld metal on its mechanical properties in underwater welding. *Ibid.*, **6-7**, 76–79. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2014.06.15>
9. Vashchenko, I.P. (2007) Structure and properties of low-carbon low-alloyed steels. *Vestnik MGU*, **94**, 558–560 [in Russian].
10. Orlov, L.N., Sharapov, M.G., Volynets, V.L. (2010) Influence of microalloying by boron on properties of weld metal in rutile flux-cored wire welding of shipbuilding steels. *Sudostroenie*, **5**, 54–58 [in Russian].
11. Korovin, V.A., Palavin, R.N., Leushin, I.O., Kostromin, S.V. (2011) Microalloying of cast structural steel. *Trudy NGTU*, **2**, 199–207 [in Russian].
12. Litvinenko-Arkov, V.B., Sokolov, G.N., Kyazymov, F.A. (2012) Structure and properties of heat-resistant metal, deposited by flux-cored wires with TiCN nanoparticles. *Izv. Volgograd. GTU*, **9**, 194–197 [in Russian].
13. Sokolov, G.N., Artemiev, A.A., Dubtsov, Yu.N. et al. (2018) Influence of nitrogen and titanium carbonitride particles on structure and properties of metal of Fe–C–Cr–Ni–Mo system. *Omsky Nauchny Vestnik*, **2**, 15–19 [in Russian].
14. Aleshin, N.P., Grigor'ev, M.V., Kobernik, N.V. et al. (2018) Modification of weld metal with tungsten carbide and titanium nitride nanoparticles in twin submerged arc welding. *High Energy Chemistry*, **52/5**, 440–445.
15. Kuznetsov, V.D., Stepanov, D.V. (2015) Structure and properties of weld metal modified by nanooxides. *The Paton Welding J.*, **11**, 10–16. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2015.11.01>
16. Sokolov, G.N., Lysak, V.I., Troshkov, A.S. et al. (2009) Modification of structure of metal deposited by nanodisperse tungsten carbides. *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, **6**, 41–47 [in Russian].
17. Gladky, P.V., Mikaelyan, G.S. (2015) Microalloying and modification of wear-resistant deposited metal. *Surfacing. Technologies. Materials. Equipment*. Kiev, PWI, 71–73 [in Russian].

18. Zusin, V.Ya. (2011) Study of modification of metal deposited by flux-cored wire with aluminium sheath. *Vestnik Priazov. GTU. Seriya: Tekhnicheskie Nauki*, 23, 180–183 [in Russian].
19. Zorin, I.V., Dubtsov, Yu.N., Sokolov, G.N. et al. (2020) Influence of particles of refractory chemical compounds on metal transfer in welding arc during surfacing by composite wire. *Izv. Volgograd. GTU*, 4, 43–48 [in Russian].
20. Bondareva, O.P., Gonik, I.L. (2009) Influence of microalloying on structure and properties of sparsely-alloyed ferritic-austenitic steel 02Kh22N5. *Ibid.*, 11, 137–140 [in Russian].
21. Stepanov, K.K., Matvienko, V.N., Oldakovskiy, A.I. (2011) Modification of medium-chromium deposited metal. *The Paton Welding J.*, 8, 10–12.
22. Efimenko, N.G. (2002) Modifying, refining and alloying with yttrium in welding of steels. *Ibid.*, 6, 8–12.
23. Pu, J., Yu, Sh., Li, Yu. (2017) Effects of Zr–Ti on the microstructure and properties of flux aided backing submerged arc weld metals. *J. of Alloys and Compounds*, 692, 351–358.
24. Feinberg, L.I., Rybakov, A.A., Alimov, A.N., Rosert, R. (2007) Weld microalloying with titanium and boron in multiarc welding of large diameter gas and oil pipes. *The Paton Welding J.*, 5, 12–16.
25. Kabatsky, V.I., Kabatsky, A.V. (2004) Effect of modifying of weld metal on delayed fracture resistance of high-strength steel welded joints. *Ibid.*, 3, 21–25.
26. Yakovlev, D.S., Shakhmatov, M.V. (2015) Microalloying of welded joints by flux-cored wire. *Tekhnologii i Materialy*, 2, 23–28 [in Russian].
27. Chigarev, V.V., Kondrashov, K.A., Makarenko, N.A., Granovsky, A.V. (2002) Surfacing material for plasma strengthening and restoration of press moulds. *Vestnik Priazov. GTU, Seriya: Tekhnicheskie Nauki*, 12, 153–156 [in Russian].
28. Wesling, V., Schram, A., Muller, T. (2016) Influencing the arc and the mechanical properties of the weld metal in GMA-welding processes by additive elements on the wire electrode surface. In: *18th Chemnitz Seminar on Materials Engineering, MAR 10-11. IOP Conference Series-Materials Science and Engineering*.

INFLUENCE OF MODIFICATION AND MICROALLOYING ON DEPOSITED METAL STRUCTURE AND PROPERTIES (REVIEW)

A.A. Babinets, I.O. Ryabtsev

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

E-mail: office@paton.kyiv.ua

Proceeding from published data, the influence of modification and microalloying by boron, titanium, tungsten, zirconium, yttrium, etc., on the deposited metal structure, mechanical and service properties is shown. It is demonstrated that addition of these elements or their compounds with carbon and nitrogen in the quantity of up to 0.2 %, allows producing a fine-grained, homogeneous structure of metal, a more uniform distribution of alloying elements, that makes a positive effect on the values of strength, ductility, wear and heat resistance. It was determined that, introducing small additives of boron or its compounds (in the quantity of up to 0.2%), cerium or yttrium (in the quantity of up to 0.015 % of each), or application of complex master alloys, which can have the above-mentioned elements in their composition, as well as such modifiers, as zirconium, titanium carbides and borides or tungsten carbides, looks promising in terms of increase of wear and heat resistance of the deposited metal. Proceeding from the performed analysis, it was also shown that addition of titanium and zirconium diborides to the composition of flux-cored wire charge, promotes activation of the processes of formation of molten metal drops at the electrode wire tip, resulting in improvement of the quality of metal transfer in the welding arc, that leads to greater values of the coefficients of alloying element transition into the deposited metal and improves deposited bead formation. 28 Ref., 1 Tabl., 7 Fig.

Keywords: arc surfacing, deposited metal, tool steel, modification, microalloying, metal structure, wear resistance, heat resistance

Надійшла до редакції 15.07.2021

Національна академія наук України
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона
Українське товариство неруйнівного контролю та технічної діагностики
Міжнародна Асоціація «Зварювання»

III МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ

НЕРУЙНІВНИЙ КОНТРОЛЬ та МОНІТОРИНГ ТЕХНІЧНОГО СТАНУ

12–16 вересня 2022

Одеса, Аркадія, готель «Аркадія»

Контрольні дати

Надання заявок на участь та тез доповідей до 19.08.2022 р.

Розсилка другого інформаційного повідомлення та підтвердження участі до 05.09.2022 р.

Оплата реєстраційного внеску до 12.09.2022 р.

ОРГАНІЗАТОР КОНФЕРЕНЦІЇ

Міжнародна Асоціація «Зварювання»
вул. Казимира Малевича 11, м. Київ, 03150
тел. +38 (044) 200-82-77, (050) 352-73-50
journal@paton.kiev.ua
posypalko.yurii@gmail.com
<http://pwi-scientists.com/ukr/nktd2022>

СТРУКТУРНА НЕОДНОРІДНІСТЬ В ЗВАРНИХ З'ЄДНАННЯХ ТЕПЛОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ СИСТЕМИ ХРОМ-МОЛІБДЕН-ВАНАДІЙ З РІЗНИМ ВМІСТОМ ХРОМУ

М.О. Німко, В.Ю. Скульський, А.Р. Гаврик, С.І. Моравецький, І.Г. Осипенко

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

Зварні з'єднання різнорідних сталей широко використовуються в різних вузлах контуру пароводяної суміші на електростанціях. Внаслідок різниці в легуванні хромом та іншими карбідоутворюючими елементами, в таких з'єднаннях після відпуску та при високотемпературній експлуатації відбувається міграція вуглецю з менш легованої сталі в більш леговану. Знеуглецювання в пришовній ділянці ЗТВ менш легованої сталі може призводити до утворення дефектів та послідовних руйнувань. В роботі досліджено вплив типу з'єднання (однопрохідне, багатопрохідне) сталі 15Х2М2ФБС, виконаного за допомогою електродів з 9 % Cr, на характер утворення та розвитку структурної неоднорідності в ЗТВ при високотемпературному відпуску. Показано, що в залежності від типу з'єднання, розвиток феритного прошарку відбувається в різних ділянках ЗТВ: при однопрохідному зварюванні – на ділянці нормалізації і ділянці міжкритичних температур A_{C1} - A_{C3} вдалечині від лінії сплавлення; при багатопрохідному зварюванні – в пришовній зоні по грубозернистій ділянці ЗТВ. Виходячи з особливостей знеуглецювання на поверхнях стиків та біля лінії сплавлення, запропоновано схему, що дозволяє пояснити характер розвитку структурної неоднорідності в багатопрохідному з'єднанні різнорідних сталей. Бібліогр. 17, рис. 11.

Ключові слова: дифузія вуглецю, з'єднання різнорідних сталей, зона термічного впливу, знеуглецюваний прошарок

Основним термодинамічним циклом теплосилових установок, що використовуються в сучасній теплоенергетиці, є цикл Ренкіна з перегрівом пари. Для реалізації цього теплового циклу різні ділянки пароводяного контуру на електростанції повинні мати різні параметри температури та тиску робочого тіла. З метою здешевлення спорудження електростанції ділянки з нижчими параметрами пари виготовляють з низьколегованих бейнітних сталей з 0,5...2,25 % Cr (труби настінних екранів котла; температури до 600 °С) та мартенситних сталей з 9...12 % Cr (верхні секції труб настінних екранів котла, колектори, магістральні паропроводи; температури до 625...630 °С), ділянки з вищими параметрами пари – з більш коштовних аустенітних сталей (змійовики пароперегрівачів; температури до 660...680 °С) [1]. Для реалізації закритого пароводяного контуру всі ці ділянки поєднуються між собою за допомогою зварювання, утворюючи з'єднання різнорідних сталей.

В таких з'єднаннях на стороні менш легованої сталі при високотемпературній експлуатації внаслідок міграції вуглецю виникає знеуглецюваний прошарок. Відомо, що хром та деякі інші карбідоутворюючі елементи знижують хімічний потенціал вуглецю в сталі, сприяючи таким чином дифузії вуглецю з менш легованої сталі в більш леговану [2].

Вплив знеуглецюваного прошарку на тривалу міцність з'єднання був предметом дискусій протягом багатьох років. Більшість авторів полягають,

що прошарок має помітний вплив на механічні властивості [3–6], проте в деяких роботах не відмічено ніякого впливу прошарку на руйнування при повзучості [7]. Автори всіх опублікованих статей, однак, погоджуються, що знеуглецюваний прошарок має понижену твердість. Головна відмінність в поглядах стосується механізму руйнування.

З літератури відомо, що існує два головних типи процесів накопичення пошкоджень повзучості, що відносяться до зварних з'єднань низьколегованої та високолегованої феритних сталей. Один механізм є переважним при більш тривалому часі руйнування та менших навантаженнях, інший – при меншій тривалості до руйнування та більших навантаженнях. Перший процес називається тріщиноутворенням типу IV і характеризується накопиченням пошкоджень і зародженням тріщин на ділянці температур нормалізації і міжкритичних температур A_{C1} - A_{C3} в ЗТВ. Другий процес називається тріщиноутворенням типу IIIa і характеризується великими локальними напруженнями і накопиченням пошкоджень в знеуглецюваному прошарку в ЗТВ поряд з лінією сплавлення [4].

Знеуглецюваний прошарок є шкідливим для тривалої міцності зварного з'єднання не тільки через формування мікроструктури, вразливої до утворення мікротріщин, але й через локалізацію напружень зсуву і трьохосових напружень в зв'язку з м'якістю та підвищеною пластичністю прошарку та високої міцності і зниженої пластичності прилеглого до прошарку металу

Німко М.О. – <https://orcid.org/0000-0002-9672-4921>, Скульський В.Ю. – <https://orcid.org/0000-0002-4766-5355>

© М.О. Німко, В.Ю. Скульський, А.Р. Гаврик, С.І. Моравецький, І.Г. Осипенко, 2021

шва на границі з основним металом [8]. Розчинення карбідів M_2C , M_7C_3 та $M_{23}C_6$ всередині цієї ділянки під час термічного циклу також відмічається як додатковий фактор для раннього руйнування [9, 10]. В роботі [11] виконано статистичне дослідження по утворенню тріщин типу IV і IIIa під час інспекції електростанцій в Великобританії. Автор прийшов висновку, що значна кількість дефектів була типу IIIa, і що дифузія вуглецю з низьколегованих сталей до високолегованих сталей була головною причиною цього.

Що стосується тріщин типу IV, їх утворення пов'язують зі знеміцненням в дрібнозернистій ділянці ЗТВ та ділянці неповної перекристалізації (міжкритичних температур $A_{C1}-A_{C3}$) [12]. Одним з явищ, що супроводжують знеміцнення в цих ділянках низьколегованих сталей, є утворення при відпуску та високотемпературній експлуатації світлопротравлюваного прошарку (так званого білого прошарку [13, 14]), утвореного феритними зернами.

Метою роботи було виявлення мікроструктурних особливостей формування неоднорідності в з'єднаннях різнорідних феритних сталей при відпуску та спроба поєднати явище утворення знеуглецьованого прошарку в пришовній зоні ЗТВ низьколегованої сталі в багатопрхідному комбінованому зварному з'єднанні з утворенням світлопротравлюваного прошарку на ділянці нормалізації і міжкритичних температур $A_{C1}-A_{C3}$.

Методика досліджень. В рамках досліджень мікроструктури зварних з'єднань сталі 15X1M1Ф (умовне позначення ПЗ; мас. %: 0,115 C; 0,468 Si; 0,67 Mn; 1,95 Cr; 0,16 Ni; 1,12 Mo; 0,32 V; 0,072 Nb; 0,15 Cu) зі сталями з 9 % Cr проведено експерименти, метою яких було отримання структурної неоднорідності в ЗТВ менш легованої сталі після високого відпуску, використовуючи різні підходи до зварювання:

1) багатопрхідне зварювання сталі ПЗ зі сталлю P91 за допомогою електродів Thermanit Chromo 9V (мас. %: 0,09 C; 0,2 Si; 0,6 Mn; 9,0 Cr; 0,8 Ni; 1,1 Mo; 0,2 V; 0,05 Nb; 0,04 Ni) діаметром 4 мм, $I_{зв} = 130...135$ А, $U_d = 24$ В; попередній та супутній підігрів ~ 200 °С; використовували підвищені швидкості зварювання для отримання валиків малого перетину.

Після зварювання виконували відпуск 750 °С, 8 год та 760 °С, 4 год. Відпуск при температурах 750...760 °С рекомендовано як для сталі P91, електродів Chromo 9V, так і для сталі ПЗ [14];

2) однопрхідне зварювання під флюсом сталі ПЗ за допомогою дроту з 9 % Cr. Сторони стиків відрізнялися по розміру зерен в мікроструктурі: одна сторона стику, що зварювалася в стані поставки, мала дрібнозернисту структуру (номер зерна $G = 9$ по ДСТУ EN ISO 643); інша сторо-

на стику піддавалася попередній термообробці 1200 °С, 30 хв (охолодження на повітрі) + 730 °С, 3 год для отримання крупнозернистої структури (номер зерна $G = 4$ по ДСТУ EN ISO 643). Після цього з'єднання зварювалося за допомогою дроту Thermanit MTS 3 (мас. %: 0,1 C; 0,3 Si; 0,5 Mn; 9,0 Cr; 0,7 Ni; 1,0 Mo; 0,2 V) діаметром 2,4 мм під флюсом Böhler Marathon 543 на режимі $I_{зв} = 360...380$ А, $U_d = 34,4$ В, $v_{зв} = 20,7$ м/год (рис. 1).

Для розвитку структурної неоднорідності після зварювання виконували відпуск при температурі 750 °С, 3 та 18 год.

3) наплавлення двох валиків на сталь ПЗ за допомогою електродів Thermanit Chromo 9V діаметром 3,2 мм, $I_{зв} = 115...120$ А, $U_d = 24$ В.

Після наплавлення виконували відпуск при температурі 750 °С, 3 та 18 год.

3 темплетів після зварювання та наплавлення виготовляли шліфи, що фотографували на оптичному мікроскопі, та вимірювали твердість.

В першому експерименті вимірювали твердість при навантаженні 5 кг в шві та в ЗТВ на відстані $\sim 0,3$, $\sim 0,9$ та $\sim 1,4$ мм від лінії сплавлення. В другому експерименті для порівняння вимірювали мікротвердість з навантаженням 100 г на сторонах з'єднання з малим та великим зерном. В третьому

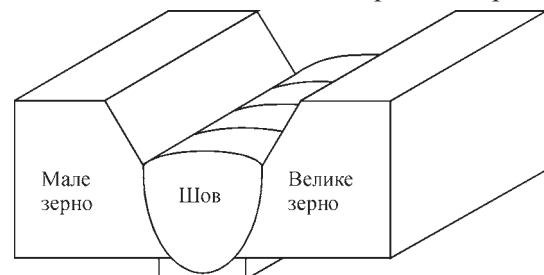


Рис. 1. Схема зварного з'єднання з різним розміром зерен

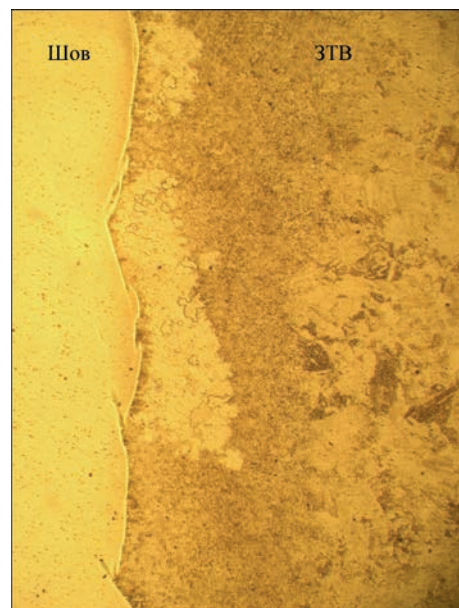


Рис. 2. ЗТВ багатопрхідних з'єднань сталі ПЗ, звареної електродами з 9 % Cr, після відпуску 750 °С, 8 год (збільшення $\times 25$)

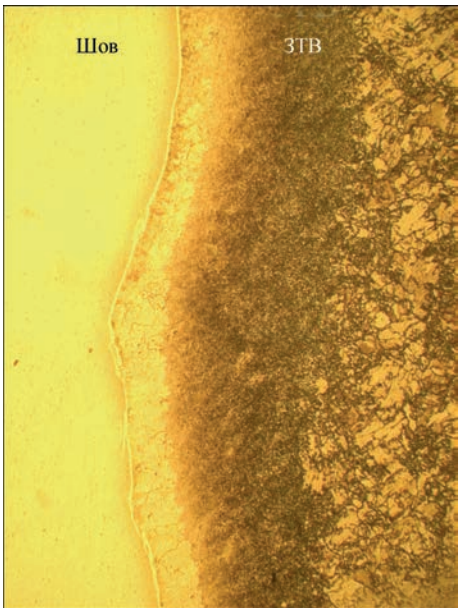


Рис. 3. ЗТВ багатопрохідних з'єднань сталі ПЗ, звареної електродами з 9 % Сг, після відпуску 760 °С, 4 год (збільшення $\times 25$)

експерименті вимірювали мікротвердість з навантаженням 100 г як на ділянці між двома валиками, так і під серединою другого валику.

Результати експериментів та їх аналіз. В першому експерименті після відпуску 750 °С, 8 год та 760 °С, 4 год в ЗТВ сталі ПЗ біля лінії сплавлення спостерігається утворення феритних ділянок і феритного прошарку (рис. 2, 3). Ці прошарки утворюються неоднорідно та в деяких місцях на певній відстані від лінії сплавлення (рис. 4), тому їх не можна безпосередньо пов'язати з дифузією вуглецю через поверхню сплавлення. Характерною особливістю мікроструктури на рис. 3 є те, що там присутні два прошарки: один в безпосередній близькості біля лінії сплавлення, а інший, менш виражений, подалі від лінії сплавлення, приблизно в зоні міжкритичних температур A_{C1} - A_{C3} .

Як мікрофотографії, так і розподіл твердості (рис. 5) вказують на те, що з підвищенням температури в ЗТВ сталі ПЗ починають стрімкіше роз-

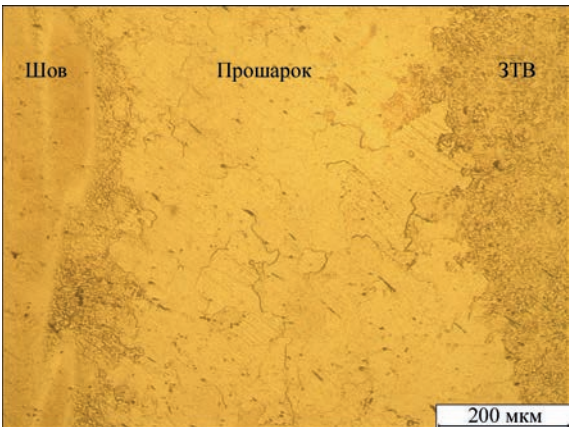


Рис. 4. ЗТВ багатопрохідних з'єднань сталі ПЗ, звареної електродами з 9 % Сг, після відпуску 750 °С, 8 год (збільшення $\times 160$)

виватися процеси утворення структурної неоднорідності та знеміцнення в пришовній зоні.

В другому експерименті в з'єднаннях сталі ПЗ з різним розміром зерен після відпуску 750 °С, 18 год на ділянці вдалині від лінії сплавлення на стороні з малим зерном спостерігали утворення широкого феритного прошарку, що мав понижену твердість (рис. 6), в той час як на стороні з великим зерном такий прошарок не спостерігається. Слід зазначити, що після відпуску 750 °С, 3 год прошарок не помічено і на стороні стику з малим зерном. Феритний прошарок утворюється приблизно в дрібнозернистій ділянці ЗТВ та в ділянці, що в процесі зварювання нагрівається в інтервалі температур A_{C1} - A_{C3} . Коливання ширини прошарку (стає ширшим зверху та знизу з'єднання, біля поверхонь стику) можна пояснити значним знеуглецюванням поверхні, де коефіцієнт дифузії вуглецю є найвищим. Кінетика утворення феритного прошарку добре видна на тонких однопрохідних зразках після термообробки (рис. 7). Важливо відмітити, що навіть у випадку тонких зразків знеуглецювання розвивається саме по дрібнозернистій ділянці нормалізації і міжкритичних температур.

Вимірювання мікротвердості на обох сторонах стику також вказують на знеміцнення в фе-

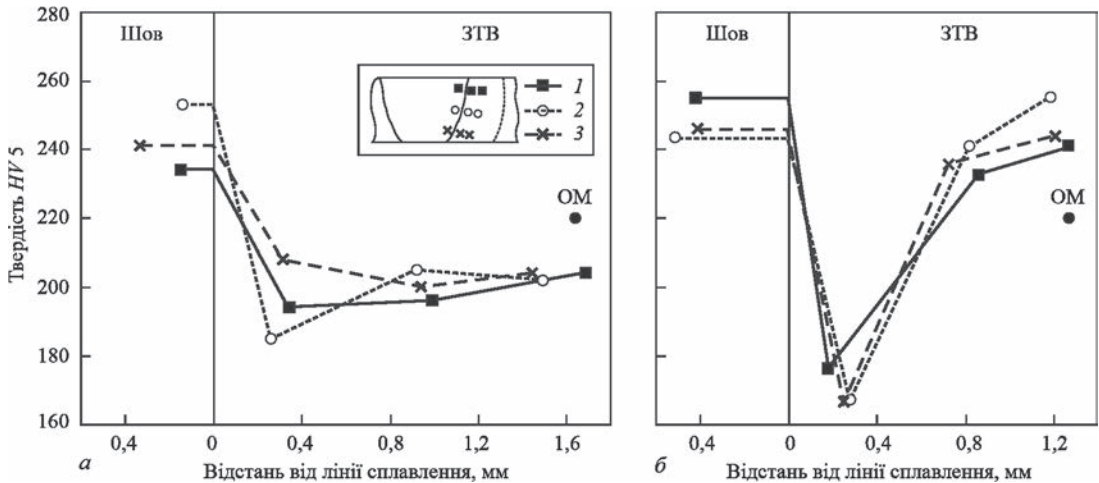


Рис. 5. Профіль твердості в ЗТВ багатопрохідних з'єднань сталі ПЗ, звареної електродами з 9 % Сг, після відпуску 750 °С, 8 год (а) та 760 °С, 4 год (б)

ритному прошарку (рис. 8), однак ні панорамна фотографія мікрошліфа, ні профіль твердості не демонструють помітного знеуглецювання та знеміцнення в пришовній зоні біля лінії сплавлення, як у випадку багатопрохідного зварювання.

Основною ідеєю третього експерименту була імітація найпростішого варіанту багатопрохідного зварювання, що дав би змогу в конкретному окремому випадку визначити фактори, що впливають на утворення феритного прошарку в пришовній зоні ЗТВ низьколегованої сталі.

Характерною особливістю структури ЗТВ в стані після наплавлення є утворення дрібнозернистої структури в пришовній зоні першого валику, що знаходиться приблизно на ділянці нормалізації і міжкритичній ділянці від другого валика.

Після витримки 750 °С, 18 год в цій пришовній дрібнозернистій ділянці ЗТВ першого валика,

утвореній при накладанні другого валика, виникає феритна ділянка, що розповсюджується перпендикулярно лінії сплавлення першого валика, в зону нормалізації і міжкритичних температур другого валика (рис. 9). Подібні результати отримано в роботі [15], де в схожому експерименті знеуглецювання при відпуску також починало розвиватися під першим валиком по ділянці нормалізації і міжкритичних температур від другого валика.

В ЗТВ сталі ПЗ після такого відпуску спостерігається падіння мікротвердості в зоні міжкритичних температур від другого валику, в порівнянні з мікротвердістю під другим валиком (рис. 10). Падіння мікротвердості та утворення феритних ділянок в міжкритичній зоні вказує на розвиток структурної нестабільності цієї зони при високотемпературній витримці. В інших місцях наплавлення феритних ділянок та інших структурних неоднорідностей не зафіксовано.

Ці дані вказують на те, що процес утворення та розвитку феритного прошарку в пришовній зоні багатопрохідного з'єднання має схожий механізм з процесом утворення та розвитку світлопротравлюваного прошарку в однопрохідному зварному з'єднанні:

- в однопрохідному зварному з'єднанні роль інтенсифікатора дифузії виконували поверхні стику, що мають більший коефіцієнт дифузії та де відбувається інтенсивне знеуглецювання (внаслідок окиснення в атмосфері печі), а знеуглецювання розвивалося по дрібнозернистій зоні нормалізації і міжкритичних температур A_{C1} - A_{C3} вдалечині від шва (рис. 6, 7);

- в багатопрохідному зварному з'єднанні роль інтенсифікатора дифузії виконує поверхня сплавлення з більш легуваним швом, який має менший хімічний потенціал для проникнення вуглецю, а знеуглецювання розвивалося по дрібнозернистій зоні нормалізації і міжкритичних температур A_{C1} - A_{C3} від послідовних валиків, поступово охоплюючи всю пришовну зону ЗТВ (рис. 11); додатково знеуглецювання може розвиватися в околі міжкритичної зони вдалечині від шва (рис. 3).

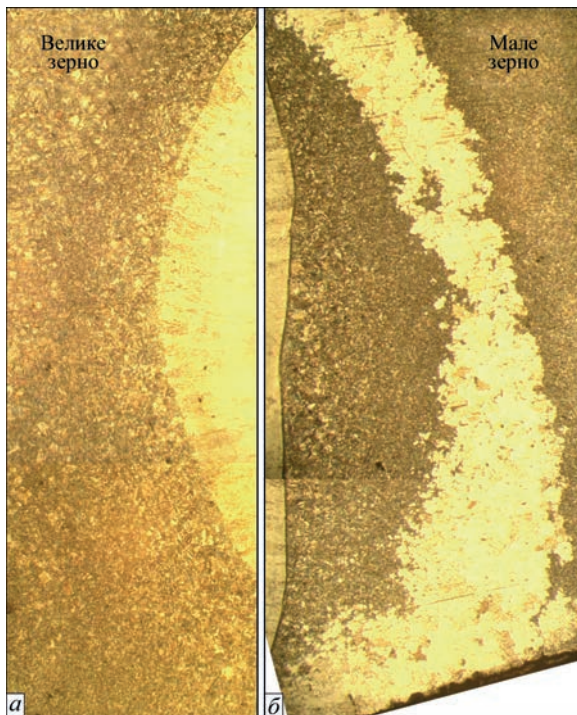


Рис. 6. Мікроструктура ЗТВ однопрохідного з'єднання сталі ПЗ з великим $G = 4$ (а) і малим $G = 9$ (б) первісним розміром зерен після відпуску 750 °С, 18 год (збільшення $\times 25$)

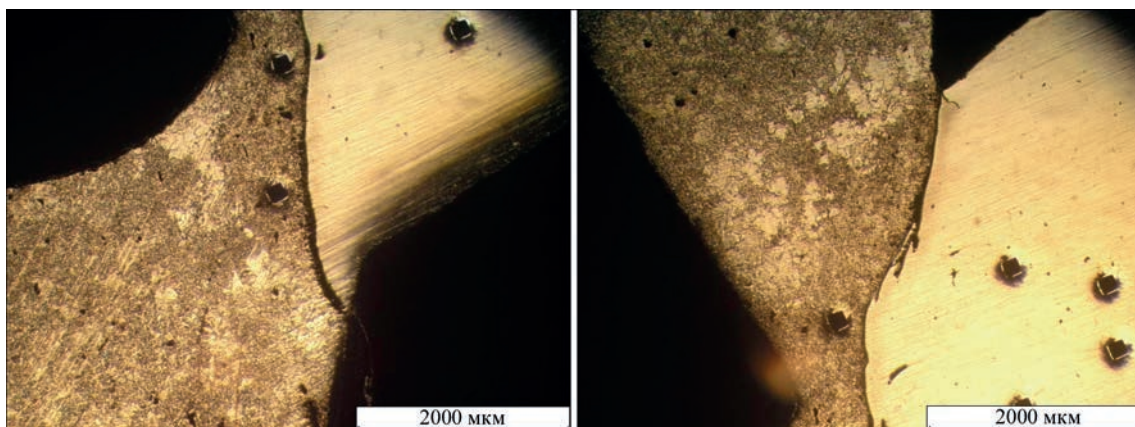


Рис. 7. Однопрохідні з'єднання сталі 15X2M2ФБС, звареної електродами з 9 % Cr, після відпуску 740 °С, 4 год



Рис. 8. Вимірювання мікротвердості в однопрохідному з'єднанні сталі ПЗ з різним розміром зерен в стані після відпуску 750 °С, 18 год (1 – велике зерно; 2 – мале)

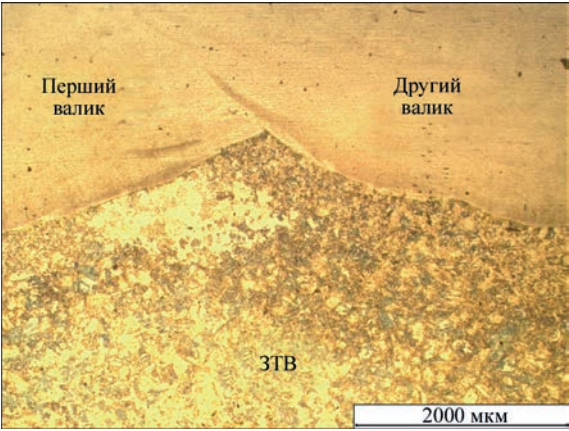


Рис. 9. Мікроструктура ділянки між двома валиками в наплавці електродами з 9 % Сг на сталь 15Х2М2ФБС після відпуску 750 °С, 18 год (збільшення $\times 25$)

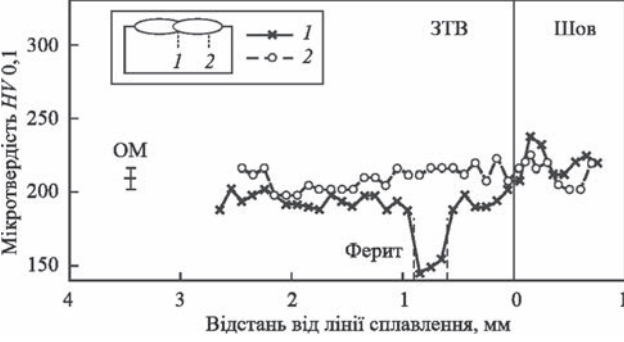


Рис. 10. Вимірювання мікротвердості в наплавленні на сталь 15Х2М2ФБС електродами з 9 % Сг в стані після відпуску 750 °С, 18 год

Цей механізм дозволяє пояснити утворення і розвиток феритних ділянок біля лінії сплавлення в багатопохідному зварному з'єднанні сталей Р91+ПЗ. Як було вказано раніше, ці феритні ділянки в багатьох місцях відходять від лінії сплавлення та розвиваються по менш дрібнозернистій ділянці трохи далі від лінії сплавлення, що унеможливило пояснити це явище тільки завдяки механізму безпосередньої дифузії з пришовної зони в шов. При багатопохідному зварюванні в пришовній ділянці ЗТВ низьколегованої сталі виникає складна суперпозиція полів розподілу температур від кожного з валиків, як тих, що безпосередньо накладені на основний метал

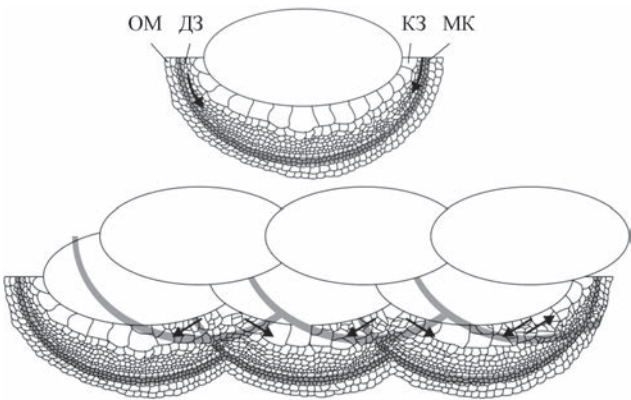


Рис. 11. Накладання міжкритичних ділянок в багатопохідному наплавленні та порівняння з однопрохідним наплавленням: КЗ – крупнозерниста ЗТВ; ДЗ – дрібнозерниста ЗТВ; МК – зона неповної перекристалізації (сірі смуги); ОМ – основний метал; стрілками показано напрям розповсюдження знеуглецьованого прошарку

низьколегованої сталі, так і тих, що знаходяться в другому-третьому шарі вглибині шва (рис. 11). Внаслідок цього в пришовній зоні може виникати розподіл дрібніших і крупніших зерен. Структура з крупнішими зернами має меншу площу границь зерен на одиницю об'єму. Однак дифузія по висококутовим границям зерен з їх менш щільно упакованою структурою відіграє найбільшу роль при температурах високого відпуску і нижче (до температури $0,6T_{пл}$), в порівнянні з дифузією по дислокаціям та через кристалічну решітку [16]: в більшості випадків в тілі металу реалізується наступне відношення величин коефіцієнтів дифузії:

$$D_{\text{решітки}} \ll D_{\text{дислокації}} \leq D_{\text{границі зерен}} \leq D_{\text{поверхні}}$$

Тому зменшення площі границь призводить до зменшення швидкості дифузії вуглецю та, відповідно, зменшення швидкості розвитку знеуглецьованого прошарку, і навпаки.

Саме тому ділянка з крупними зернами в пришовній зоні безпосередньо біля лінії сплавлення в багатопохідному зварному з'єднанні (рис. 4) стійкіша проти утворення структурної неоднорідності, на відміну від віддаленої від лінії сплавлення ділянки нормалізації, по якій і розвивається структурна неоднорідність (рис. 11). Таку ж протидію розвитку «білого прошарку» демонструє сторона стика з первісно великим зерном в другому експерименті (рис. 6, а), в якому світлопротравлюваний прошарок не розвивається навіть після відпуску 750 °С, 18 год.

Ці результати дають змогу вказати на важливу роль розміру зерен в процесах утворення феритних прошарків. Передбачається, що в зонах температур нормалізації і міжкритичних температур при високотемпературній витримці внаслідок нерівномірного розподілу концентрації вуглецю в сталі, дрібних розмірів зерен і, відповідно, високих швидкостей дифузії, та наявності поверхонь з підвищеним коефіцієнтом дифузії і пониженим хімічним потенціалом виникає флук-

тація вуглецю, що призводить в окремих ділянках до критичного знеуглецювання та утворення феритних зерен.

Додатковими факторами, що можуть впливати на зниження міцності на ділянці неповної перекристалізації, є [17]: 1) трансформація рейкового мартенситу в субзерна з низькою щільністю дислокацій; 2) коагуляція і коалесценція карбідів (зокрема, $M_{23}C_6$). Ще однією причиною рекристалізації та подальшого росту α -зерен вказується пластична деформація зони в процесі відпуску [13].

На рис. 11 показаний один з прикладів накладання температурних полів від послідовних валиків, однак, в залежності від місця розташування валиків та їх орієнтації, в пришовній зоні може утворюватися інший розподіл великих та малих зерен, що призведе до іншого профілю розвитку знеуглецювання в цій зоні.

Результати експериментів вказують на те, що світлопротравлюваний прошарок вдалечині від шва та знеуглецюваний прошарок в пришовній зоні ЗТВ низьколегованих сталей, що виникають в комбінованих зварних з'єднаннях різнорідних сталей при відпуску та високотемпературній експлуатації, можуть мати однаковий механізм утворення та розповсюдження, і, відповідно, однакову першопричину можуть мати пошкодження типів IIIa та IV в низьколегованих сталях, що експлуатуються в з'єднаннях різнорідних сталей при високих температурах – це вплив термічного циклу зварювання в діапазоні температур нормалізації і неповної перекристалізації.

Основним завданням, що виникає в результаті дослідження, є визначення оптимальної геометричної конфігурації наплавлення чи зварювання, при якій ділянки нормалізації і міжкритичних температур від послідовних валиків при багатопрхідному зварюванні матимуть найменшу питому довжину вздовж лінії сплавлення. Наприклад, в випадку наплавлення на поверхні однієї ширини виникає компроміс між виконанням меншої кількості більш широких валиків на режимах з підвищеною погонною енергією, що також мають більш широкі ділянки нормалізації і міжкритичних температур, та виконанням більшої кількості вузьких валиків, що мають вузькі ділянки нормалізації і міжкритичних температур. Припускається, що в першому випадку будуть виникати більш широкі поодинокі феритні скупчення (рис. 3), а в другому – більш рівномірний вузький прошарок (рис. 4).

Висновки

1. Показано, що в багатопрхідних зварних з'єднаннях різнорідних феритних сталей після відпуску спостерігаються ділянки з різною кінетикою знеуглецювання, виявленою по ступеню протравлюваності мікроструктури.

2. Виявлено, що утворення світлопротравлюваного прошарку на ділянці нормалізації і міжкритичних температур в ЗТВ перлітних сталей може залежати від величини зерна основного металу: зі збільшенням розміру зерна зменшується схильність до утворення «білого прошарку» на ділянці неповної перекристалізації.

3. Показано, що на відкритих поверхнях стиків, що мають підвищений коефіцієнт дифузії, може відбуватися інтенсифікація утворення світлопротравлюваного прошарку.

4. Показано, що при багатопрхідному зварюванні різнорідних сталей інтенсифікація утворення знеуглецюваного прошарку в пришовній зоні ЗТВ менш легованої сталі відбувається по ділянкам нормалізації і міжкритичних температур в ЗТВ від послідовних валиків.

5. Вказано, що явище утворення знеуглецюваного прошарку біля лінії сплавлення може мати схожий механізм утворення та розповсюдження з явищем утворення світлопротравлюваного прошарку в зоні нормалізації і міжкритичних температур.

Список літератури/References

1. Di Gianfrancesco, A. (2017) *Materials for Ultra-Supercritical and Advanced Ultra-Supercritical Power Plants*. Woodhead Publishing.
2. DuPont, J.N. (2012) Microstructural evolution and high temperature failure of ferritic to austenitic dissimilar welds. *International Materials Reviews*, 57 (4), 208–234.
3. Готальский Ю.Н. (1981) *Сварка разнородных сталей*. Киев, Техника.
4. Gotalsky, Yu.N. (1981) *Welding of dissimilar steels*. Kiev, Tekhnika [in Russian].
5. Helander, T., Andersson, H. C. M., Oskarsson, M. (2000) Structural changes in 12–2.25% Cr weldments – an experimental and theoretical approach. *Materials at High Temperatures*, 17 (3), 389–396.
6. Zhao, Y., Gong, J., Wang, X. et al. (2015) Carbon diffusion in dissimilar joints between P91 and 12Cr1MoV steels welded by different consumables at high temperature. *Ibid*, 32 (6), 557–565.
7. Хромченко Ф.А. (2010) *Особенности и причины повреждения сварных соединений трубопроводов (Справочные материалы)*. Москва, НТФ «Энергопрогресс».
8. Khromchenko, F.A. (2010) *Peculiarities and causes of damages of pipeline welded joints (Background materials)*. Moscow, STC Energoprogress [in Russian].
9. Jandová, D., Kasl, J., Kanta, V. (2006) Creep resistance of similar and dissimilar weld joints of P91 steel. *Materials At High Temperatures*, 23 (3/4), 165–170.
10. Mayr, P., Schlacher, C., Siefert, J. A., Parker, J. D. (2018) Microstructural features, mechanical properties and high temperature failures of ferritic to ferritic dissimilar welds. *International Materials Reviews*, 64 (1), 1–26.
11. Dawson, K. E., Tatlock, G. J., Chi, K., Barnard, P. (2013) Changes in precipitate distributions and the microstructural evolution of P24/P91 dissimilar metal welds during PWHT. *Metallurgical And Materials Transactions A*, 44, 5065–5080.
12. Laha, K., Chandravathi, K.S., Bhanu Sankara Rao, K. et al. (2001) An assessment of creep deformation and fracture behavior of 2.25Cr–1Mo similar and dissimilar weld joints. *Ibid*, 32A, 115–124.
13. Brett, S.J. (2004) Type IIIa cracking in 1/2CrMoV steam pipework systems. *Science and Technology of Welding and Joining*, 9 (1), 41–45.

12. Cerjak, H., Mayr, P. (2008) *«Creep strength of welded joints of ferritic steels» in Creep-resistant steels*. Edited by Abe, F., Kern, T.-U., Viswanathan, R., Woodhead Publishing.
13. Гривняк І., Малиновська Е., Мосны Я. (1983) *К проблеме возникновения «белого слоя» при сварке под флюсом в узкую разделку*. ВУЗ, XIX, 1.
Hrivnak, I., Malinovska, E., Mosny, Ya. (1983) *To problem of formation of «white layer» in narrow-gap submerged arc welding*. VUZ, XIX, 1.
14. Герман С.И. (1972) *Электродуговая сварка теплоустойчивых сталей перлитного класса*. Москва, Машиностроение.
German, S.I. (1972) *Electric arc welding of heat-resistant steels of pearlite class*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
15. Lundin, C.D., Khan, K.K., Yang, D. (1995) Effect of carbon migration in Cr–Mo weldments on metallurgical structure and mechanical properties. *Welding Research Council Bulletin*, 407, 1–49.
16. Mehrer, H. (2007) *Diffusion in Solids. Fundamentals, Methods, Materials, Diffusion-Controlled Processes*. Springer-Verlag.
17. Laha, K., Chandravathi, K.S., Parameswaran, P. Et al. (2007) Characterization of microstructures across the heat-affected zone of the modified 9Cr–1Mo weld joint to understand its role in promoting type IV cracking. *Metallurgical And Materials Transactions A*, 38A, 58–67.

STRUCTURAL INHOMOGENEITY IN WELDED JOINTS OF HEAT-RESISTANT STEELS OF CHROMIUM-MOLYBDENUM-VANADIUM SYSTEM WITH DIFFERENT CHROMIUM CONTENT

M.O. Nimko, V.Y. Skulskyi, A.R. Gavrik, S.I. Moravetskyi, I.G. Osipenko

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

E-mail: office@paton.kyiv.ua

Welded joints of dissimilar steels are widely used in different assemblies of the steam-water mixture loop in electric power plants. The difference in alloying by chromium and other carbide-forming elements results in carbon migration from the lower alloyed to higher alloyed steel in such joints after tempering and in high-temperature service. Decarbonization in the HAZ near-weld zone can lead to formation of defects and subsequent failures. In this work we studied the influence of the type of 15Kh2M2FBS steel joint (single-pass, multipass), made using electrodes with 9 % Cr, on the nature of formation and development of structural inhomogeneity in the HAZ at high-temperature annealing. It is shown that depending on joint type, development of ferrite interlayer takes place in different zones of the HAZ: in the normalized zone and in the zone of intercritical temperatures A_{C1} – A_{C3} at a distance from the fusion line at single-pass welding; and in the near-weld zone through the HAZ coarse-grained region at multipass welding. Proceeding from the features of decarbonization on the surfaces of butt joints and near the fusion line, a scheme was proposed, that allows explaining the nature of development of structural inhomogeneity in the multipass joint of dissimilar steels. 17 Ref., 11 Fig.

Keywords: carbon diffusion, dissimilar steel joints, heat-affected zone, decarbonized interlayer

Надійшла до редакції 22.07.2021

VI Міжнародна конференція ТИТАН 2022: ВИРОБНИЦТВО ТА ЗАСТОСУВАННЯ

Київ, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України
30 травня – 1 червня 2022 р.

Голова програмного комітету
академік С.В. Ахонін



Національна академія наук України
Інститут електросварювання ім. Є.О. Патона НАНУ
Національний університет «Запорізька політехніка»
Міжнародна Асоціація «Зварювання»



Тематика конференції

- | | |
|---|---|
| <ul style="list-style-type: none"> • Технології та обладнання для отримання губки, злитків та відливок з титану та його сплавів • Адитивні технології в виробництві виробів з титанових сплавів • Деформаційна обробка титану • Виробництво та використання порошків титану | <ul style="list-style-type: none"> • Структура та властивості титанових сплавів • Нові сплави на основі титану та інтерметалідів титану • Інженерія поверхні титанових сплавів • Технології зварювання та пайки титанових сплавів • Застосування виробів та конструкцій з титану та сплавів на його основі в промисловості |
|---|---|

Контрольні дати

Надання заявок на участь в конференції та тез доповідей	до 12.05.2022 р.
Розсилка другого інформаційного повідомлення та підтвердження участі	до 19.05.2022 р.
Оплата реєстраційного внеску	до 30.05.2022 р.

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ
вул. Казимира Малевича, 11,
м. Київ, 03150, Україна
Тел./факс: (38044) 200-82-77
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.pwi-scientists.com/ukr/titan2022

Інформаційна підтримка:
«Сучасна електрометалургія»
«Автоматичне зварювання»
«Biuletyn Instytutu Spawalnictwa»



КОРОЗІЙНО-МЕХАНІЧНА СТІЙКІСТЬ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СПЛАВУ 2219 В УМОВАХ, МОДЕЛЮЮЧИХ ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ*

Л.І. Ниркова¹, Т.М. Лабур¹, Є.І. Шевцов², О.П. Назаренко², А.В. Дорофєєв²

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

²ДП «КБ Південне». 49008, м. Дніпро, вул. Криворізька, 3

Досліджено корозійну тривкість, включаючи опір проти локальної корозії, зварних з'єднань алюмінієвого сплаву 2219, виконаних однопровідним зварюванням неплавким електродом вздовж (Д) та поперек (П) прокату, термообробленого до стану Т81. Показано, що стійкість зварних з'єднань сплаву 2219 проти загальної та локальної корозії в амелі та його парах не залежить від напрямку заготовки при зварюванні. Встановлено підвищення показників пластичності та міцності зразків зварних з'єднань після витримання в амелі та парах амелу. Коефіцієнт міцності зварних з'єднань після витримання в амелі у поздовжньому напрямку зростає від 0,65 до 0,67, у поперечному – від 0,64 до 0,66. Після витримання в парах амелу міцнісні властивості зварного з'єднання майже не змінюються: коефіцієнт міцності в обох напрямках орієнтації був однаковий та дорівнював 0,64. Руїнування проходило вздовж лінії сплавлення шва з основним металом, де під час термічного циклу зварювання відбувається оплавлення границь зерен та їх потовщення при кристалізації, а також розпад пересиченого твердого розчину міді в алюмінії, який супроводжується виділенням і коагуляцією зміцнюючих фаз. Бібліогр. 23, табл. 2, рис. 6.

Ключові слова: алюмінієвий сплав 2219, зварні з'єднання, термооброблення, корозійна тривкість, механічні властивості, мікроструктура, механічне руйнування при розтягуванні.

Алюмінієвий конструкційний сплав 2219-Т31 (USA) відноситься до класу термічно зміцнюваних сплавів системи легування Al–Cu–Mn, які мають високу питому теплоємність. Тимчасовий опір деформованих термооброблених алюмінієвих сплавів може досягати 500 МПа і більше при густині менше 2850 кг/м³ [1–3]. Він відноситься до найбільш використовуваних конструкційних матеріалів, зокрема, для виготовлення паливних баків в різних системах ракет-носіїв (Saturn V, Apollo, Space Shuttle тощо).

Питома міцність сплавів має високі значення та наближається до питомої міцності високоміцних сталей. При зниженні температури механічні властивості не погіршуються, тому використовуються в широкому температурному інтервалі від –250 до +200 °С (за умови короткострокового нагрівання при 250...300 °С). Тому часто сплав використовують в конструкціях балонів і баків, в яких зберігаються рідкі гази. Крім того, сплав також характеризується технологічною пластичністю в холодному та гарячому стані при високому рівні корозійної стійкості металу, що виділяє цей сплав серед інших конструкційних алюмінієвих сплавів [4]. Він має унікальну комбінацію фізико-механічних та технологічних властивостей [1–17]. Особливо ціниться його зварюваність та висока міцність за умов криогенних температур. Для таких конструкцій потрібна висока пластичність в холодно-

му та гарячому станах при високому рівні корозійної стійкості.

Сплав 2219-Т31 входить до групи конструкційних матеріалів і відноситься до сплавів, що дисперсійно зміцнюються. Цей сплав утримує майже 6 % міді, а характеристики його зміцнення подібні двокомпонентному сплаву Al–Cu. Структура сплаву складається з твердого розчину і декількох фазових включень: $\Theta'(Al_2Cu)$, $T(Al_{12}Mn_2Cu)$, Al_3Zr , $Al_{11}V$ тощо, наявність яких у сплаві забезпечує хороше сполучення міцності та пластичності [18]. Чисельні наукові дослідження зазначають про вплив технологічних умов нагрівання, під дією яких відбуваються структурні перетворення, знижує показники механічних та корозійних властивостей [1–16]. На ступень їх зниження впливають розміри та форма кристалітів і зерен металу в зоні термічного впливу, морфологія розподілу структурних складових та їх кількість в об'ємі металу. Крім того, суттєво впливає попередня деформація, яка посилює дію механізму виділення метастабільної фази $\Theta'(Al_2Cu)$ та викликає появу стабільної фази Θ , яка виступає ініціатором зародження тріщини при руйнуванні [14].

Зазвичай, конструкції з алюмінієвого сплаву 2219, які працюють під тиском, після зварювання піддають термічному обробленню або використовуються у стані постачання [1]. При термообробленні застосовують різні режими, в тому числі

* В роботі брали участь С.О. Осадчук, М.Р. Яворська, А.Г. Покляцький, В.Є. Федорчук.

Ниркова Л.І. – <https://orcid.org/0000-0003-3917-9063>, Лабур Т.М. – <https://orcid.org/0000-0002-4064-2644>

© Л.І. Ниркова, Т.М. Лабур, Є.І. Шевцов, О.П. Назаренко, А.В. Дорофєєв, 2021

T81 (старіння при 177 °C впродовж 18 год заготовок у стані T4), а також T87 (старіння заготовок, термооброблених з наступною деформацією 8 % до стану T37, при 163 °C впродовж 24 год).

Водночас, сплав дуже чутливий до температурного впливу при зварюванні, тому під час розплавлення та кристалізації швів відбувається значне розміщення основного матеріалу в зоні термічного впливу [5, 6]. Морфологія мікроструктури шва визначається градієнтом температур на поверхні розподілу твердого розчину рідкого металу та фаз, значенням швидкості кристалізації, а також характером розподілу легуючих елементів по об'єму металу шва. Перегрівання металу викликає зниження його міцності в зоні термічного впливу, утворення неоднорідної структури в результаті сегрегації легуючих елементів і домішок вздовж границь кристалітів і зерен [7–12]. Крім того, між зернами з'являються крихіткі прошарки з пересичених фаз, особливо на межі сплавлення з основним металом, де прошарки формують щільний каркас навколо зерен [14, 15].

Методика експериментів. В роботі досліджено алюмінієвий сплав системи легування Al–Cu 2219-T31 товщиною 3 мм. Аналіз хімічного складу проводили спектральним методом на спектрометрі «Спектровак-1000» фірми «Baird». Отримані результати порівнювали з хімічним складом сплаву, наведеним в AMS-QQ-A-250/30A [17] (табл. 1). Встановлено, що за вмістом основних легуючих елементів та домішок (за виключенням ванадію, вміст якого не визначали) зразок досліджуваного напівфабрикату алюмінієвого сплаву відповідає вимогам стандарту AMS-QQ-A-250/30A.

Зварювали пластини сплаву 2219-T31 розміром 300×150×3мм, вирізані вздовж і поперек відносно напрямку прокату. Перед зварюванням заготовки зі сплаву обробляли у 10 %-му розчині NaOH та освітляли у 30 %-му розчині HNO₃. Зварювання заготовок проводили в горизонтальному положенні неплавким вольфрамовим електродом з лантановим покриттям з використанням присадного дроту марки 2319 діаметром 1,6 мм за режимом: $I_{зв} = 280$ А, $v_{зв} = 20$ м/год, швидкість подачі присадного дроту 117 м/год. Джерело живлення MW-450 фірми «Fronius», використовували змінний струм з прямокутною формою хвилі частотою 200 Гц. Зону сплавлення захищали аргонном.

Таблиця 1. Результати аналізу хімічного складу зразка сплаву 2219-T31 товщиною 3 мм

Зразок, що контролюється, або вимоги стандарту	Масова частка елементів, %									
	Cu	Mn	Zr	V	Ti	Fe	Si	Zn	Mg	Інші елементи: кожен/в цілому
Зразок	6,7	0,34	0,18	-	0,05	0,16	0,09	0,03	0,02	0,01 (Ni)
AMS-QQ-A-250/30A	5,8...6,8	0,20...0,40	0,10...0,25	0,05...0,15	0,02...0,10	≤0,30	≤0,20	≤0,10	≤0,02	≤0,05/≤0,15

Повне проплавлення зварюваних кромок за один прохід і формування проплаву (кореня) досягалося за наявності змінної підкладки з нержавіючої сталі з прямокутною формою канавки шириною 4 мм та глибиною 1 мм, що дозволило отримати якісне формування стикових з'єднань з відповідним технологічним посиленням.

Якість формування швів стикових з'єднань сплаву 2219-T31 оцінювали візуально та методом рентгенографії (ГОСТ 7512 [18]) на установці РАП-150/300. Щільність металу шва контролювали на приладі Денситометр ДП-30.

Для вимірювання геометричних параметрів швів використовували електронний штангенциркуль марки АРТ–34460-150 з ціною поділки 0,01 мм.

Із зварних заготовок виготовляли зразки для механічних та корозійних випробувань згідно з відповідними нормативними документами. Зразки зварних з'єднань термооброблювали до стану T81 (штучне старіння) за режимом: $T = 180 \pm 5$ °C впродовж 18 год.

Корозійні випробування проводили в амілі та парах амілу при температурі 50 °C безперервно впродовж 45 діб на базі випробувальної лабораторії КБ «Південне», після чого оцінювали корозійну тривкість (швидкість загальної корозії, тривкість проти МКК, розшаровуючої корозії та корозійного розтріскування), а також механічні властивості. Оцінювання стійкості зразків основного металу проти суцільної корозії проводили методом масометрії згідно з ГОСТ 9.908 [19]. Швидкість втрати маси зразків визначали за зміною їх маси та тривалості корозійних досліджень за формулою:

$$K = \frac{\Delta m}{ST}, \tag{1}$$

де $\Delta m = m_1 - m_2$ – корозійні втрати зразка, г; m_1 – маса зразка до випробувань, г; m_2 – маса зразка після корозійних випробувань; S – площа поверхні зразка, м²; T – тривалість досліджень, год.

Швидкість корозії обчислювали за формулою:

$$\Pi = \frac{8760K}{d}, \tag{2}$$

де K – швидкість корозії, г/(м²·год); d – густина металу, г/см³; 8760 – кількість годин у році.

Густина алюмінієвих сплавів становить 2,7 г/см³, що враховували при обчисленні.

Оцінювання стійкості проти розшаровуючої корозії проводили згідно з ГОСТ 9.904 [20] на зразках основного металу та зварних з'єднань. Під час оцінювання стану дослідних зразків відмічали зміну кольору, наявність виразок та відшарувань на робочих поверхнях зразків, тріщин на торцях. Прийняті наступні умовні позначення. Літерою «А» позначена поверхня, на якій нанесено маркування, а для зварних з'єднань – поверхня з лицьовим швом, Б – зворотна поверхня, для зварних з'єднань – поверхня з проплавленням; 1, 2 – торці сторін довжиною 60 мм (80 мм для зварних з'єднань), 3, 4 – торці сторін довжиною 40 мм (25 мм – для зварних з'єднань).

Оцінювання стійкості сплаву проти МКК проводили металографічним методом при збільшенні $\times(100 \dots 200)$ згідно з ГОСТ 9.021 [21] на зразках зварних з'єднань, оцінювали всі структурні зони зварного з'єднання, а саме: основний метал, зону термічного впливу та зварного шва.

Випробування стійкості проти корозійного розтріскування проводили на прямокутних зразках розміром $150,0 \times 25,0 \times 3,0$ мм. Зразки навантажували за чотириточковою схемою вигину згідно з ГОСТ 9.901.2 (метод 4), рівень постійної деформації був узгоджений із ДП КБ «Південне» та становив 957 кгс/см^2 . Наявність (відсутність) тріщин виявляли візуально за допомогою лупи.

Визначення та оцінювання механічних властивостей виконували на плоских зразках з технологічним посиленням на лицевій та зворотній поверхнях шва. Механічні випробування проводили згідно з ГОСТ 1497 [22] на машині Instron-1126 зі швидкістю переміщення траверси 6 мм/хв до руйнування. Для контролю показника відносного подовження зразків застосовували екстензометр № G-51-12-M-A. Під час випробувань за допомогою персонального комп'ютера безперервно реєстрували показники навантаження та деформації, за результатами яких розраховували межу плинності, тимчасовий опір розриву (межу міцності) та відносне подовження.

Металографічний аналіз основного металу та зварних з'єднань до та після корозійних випробувань виконували за допомогою мікроскопа ММТ-1600В. Дослідження проводилися на шлі-

фах, вирізаних зі стикових з'єднань, зварених вздовж (Д) і поперек (П) прокату листового напівфабрикату. Мікроструктуру виявляли травленням у розчині складу: хлорна кислота – 1000 см^3 + крижана оцтова кислота – 75 см^3 .

Результати та їх обговорення. *Геометричні параметри швів.* Після зварювання стиків визначали геометричні параметри отриманих швів (B – ширина шва з лицєвої поверхні з'єднань, H – ширина шва зі зворотної поверхні з'єднань (кореня шва); δ – глибина проплавлення основного металу (в даному випадку вона дорівнює його товщині); b – висота опуклостей технологічного посилення, h – висота кореня шва). Згідно з результатами вимірювань ширина швів в з'єднаннях сплаву 2219-T31, вирізаних вздовж прокату, становить від $9,56$ до $9,72$ мм, а поперек прокату – від $9,47$ до $9,65$ мм. Коефіцієнт форми шва відповідно до формули $K = B/(b+\delta)$ для з'єднань, зварених вздовж та поперек прокату неплавким електродом, дорівнює $2,13$ та $2,03$, відповідно.

Дослідження стійкості проти загальної та локальної корозії. Після випробувань в амалі спостерігалось нерівномірне потемніння поверхні зразків (рис. 1) та утворення корозійних плям різних розмірів площею від 20 до 40% . Після контакту з парами амалу потемніння поверхні також було нерівномірним, площа корозійних плям становила від 10 до 20% . Плями характеризуються зміною кольору поверхневого шару (потемнінням) і малою глибиною ураження.

Після видалення продуктів корозії поверхні блискучі, локального корозійного ураження поверхні не виявлено. За результатами візуального огляду після випробувань в середовищі амалу (рідкому та парах) корозію алюмінієвого сплаву 2219 ідентифіковано згідно з ГОСТ 9.908 як суцільно нерівномірну, вид уражень – корозійні плями. Швидкісні показники суцільної корозії зразків основного металу алюмінієвого сплаву 2219 у стані Т81, визначені згідно з ГОСТ 9.908, становлять: швидкість втрати маси в амалі – $0,00111 \text{ г/(м}^2 \cdot \text{год)}$, в парах амалу – $0,00346 \text{ г/(м}^2 \cdot \text{год)}$; лінійна швидкість корозії в амалі – $0,00362 \text{ мм/рік}$, – в парах амалу – $0,01120 \text{ мм/рік}$.



Рис. 1. Зовнішній вигляд поверхні основного металу алюмінієвого сплаву 2219, термообробленої до стану Т81, до (а) та після випробувань в амалі (б) та парах амалу (в)

Таким чином, пари амілу деякою мірою є більш корозійно-агресивними відносно алюмінієвого сплаву 2219 порівняно з рідким амілом: швидкість корозії в парах амілу зростає в 3,1 рази порівняно з амілом. За десятибальною шкалою корозійної стійкості згідно з ГОСТ 9.502 [23] стійкість алюмінієвого сплаву 2219, термообробленого до стану Т81, в амілі оцінена балом 2, в парах амілу – балом 4, що відповідає групі стійкості металу «підвищено стійкий» та «стійкий», відповідно.

За результатами оцінювання встановлено (табл. 2), що стійкість основного металу сплаву 2219 проти розшаровуючої корозії після випробувань в амілі та його парах та зварних з’єднань вздовж (Д) та поперек (П) прокату, термооброблених до стану Т81, відповідає балу 2 згідно з ГОСТ 9.904.

Таким чином, на стійкість зварних з’єднань основного металу проти розшаровуючої корозії в амілі та його парах не впливає напрямок прокату напівфабрикату та термічний цикл зварювання.

Після корозійних випробувань в амілі та його парах руйнування зварних з’єднань сплаву 2219 по границях зерен не виявлено, і ці з’єднання є стійкими проти міжкристалітної корозії згідно з ГОСТ 9.021. На їх стійкість не впливає напрямок прокату та термічний цикл зварювання. Зразки зварних з’єднань сплаву 2219 вздовж (Д) та поперек (П) прокату у стані Т81 стійкі й проти корозійного розтріскування в амілі та його парах.

Зварні з’єднання сплаву 2219 вздовж (Д) та поперек (П) прокату у стані Т81 є стійкими до міжкристалітної корозії та корозійного розтріску-

вання в амілі та його парах. Стійкість проти розшаровуючої корозії оцінено балом 2, швидкість корозії основного металу в амілі дорівнює 0,00362 мм/рік, в парах – 0,01120 мм/рік. На їх стійкість не впливає напрямок прокату напівфабрикату та термічний цикл зварювання.

Дослідження мікроструктури. Металографічний аналіз мікроструктури основного металу сплаву 2219-Т31 показав, що її морфологія складається зі збагаченої алюмінієм α -фази (твердий розчин) і стабільної $\theta(\text{CuAl}_2)$ -фази. До числа проміжних фаз відносяться $\theta'(\text{CuAl}_2)$ і $S'(\text{Al}_2\text{CuMg})$. Основними легуючими елементами сплаву є мідь і марганець. Наявність в структурі сплаву фаз $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$, $T(\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu})$, Al_3Zr , Al_{11}V забезпечує належний рівень фізико-механічних властивостей як самого сплаву, так і його зварних з’єднань. Це зумовлено характерним особливим механізмом розпаду твердого розчину та морфологією розташування фазових виділень при нагріванні, а також співвідношенням їх об’ємної долі в структурі. Кількість фазових складових визначається загальною сумою легуючих елементів для конкретного сплаву.

Структура основного металу сплаву 2219 у стані Т81 до корозійних випробувань характеризується наявністю зерен твердого розчину основних легуючих елементів в алюмінії. Зерна мають витягнуту вздовж напрямку прокату форму. В об’ємі сплаву спостерігаються виділення насичених фаз, які містять основний легуючий елемент сплаву – мідь. Неметалеві включення рівномірно розташовані по всьому перерізу металу (рис. 2). Ознаки макро- та мікрохімічної неоднорідності

Таблиця 2. Результати оцінювання стійкості проти розшаровуючої корозії зразків основного металу сплаву 2219-Т31 та зварних з’єднань, отриманих вздовж (Д) та поперек (П) прокату, а також термооброблених до стану Т81, після перебування в амілі та його парах

Марку-вання	Напря-мок прокату	Умови корозійних випробу-вань	Назва показника										
			Характер зміни зовніш-нього виду зразків		Найбільший діаметр відша-рування, мм		Площа відша-рування на кожній поверхні, %		Сумарна дов-жина торців з тріщинами, мм				Стійкість проти РСК згідно з ГОСТ 9.904, бал
Основний метал	Д	Аміл	Легке потемніння		0	0	0	0	0	0	0	0	2
		Пари амілу	Зміна кольору плямами, Легке потемніння, плями з кольорами мінливості		0	0	0	0	0	0	0	0	2
		Контр.	Без змін		0	0	0	0	0	0	0	0	1
Зварне з'єднання	Д	Аміл	Легке потемніння, плями з кольорами мінливості		0	0	0	0	0	0	0	0	2
		Пари амілу	Легке потемніння		0	0	0	0	0	0	0	0	2
		Контр.	Без змін		0	0	0	0	0	0	0	0	1
Основний метал	П	Аміл	Легке потемніння, плями з кольорами мінливості		0	0	0	0	0	0	0	0	2
		Пари амілу	«-»		0	0	0	0	0	0	0	0	2
		Контр.	Без змін		0	0	0	0	0	0	0	0	1
РСК.11.81	П	Аміл	Легке потемніння		0	0	0	0	0	0	0	0	2
РСК.13.81		Пари амілу	«-»		0	0	0	0	0	0	0	0	2
РСК.15.81		Контр.	Без змін		0	0	0	0	0	0	0	0	1

в структурних складових не спостерігаються, що свідчить про високу якість досліджуваного сплаву.

У зразках, вирізаних у поздовжньому напрямку (рис. 2), вздовж прокату напівфабрикату, довжина зерен становить в середньому 60 мкм, а ширина – 35 мкм (перпендикулярно до товщини листів). В поперечному напрямку розмір зерен дорівнює 60×35 мкм, що вказує на відсутність анізотропії металу не тільки відносно напрямку напівфабрикату, але й по товщині (рис. 3).

Більш ретельне дослідження особливостей структури методом оптичної мікроскопії в темному полі показало, що темні включення неправильної форми, які розташовані рівномірно в об’ємі сплаву, є інтерметалідними фазами. Частина включень має сферичну форму з максимальним розміром близько 12 мкм. Зважаючи на їх розмір, ці інтерметаліди виділилися з твердого розчину при термічному обробленні зразків. Інші фазові включення мають більш витягнуту овальну форму з максимальним розміром 35×12 мкм. Вони не розчиняються при зварюванні дугою та утворилися на металургійному етапі виготовлення напівфа-

брикатів та набули витягнутої форми в процесі їх пластичного деформування в листи.

В структурі зварних з’єднань можна виділити зони, які відрізняються одна від іншої. Литий метал спостерігається у швах. Він має дендритну структуру. В центрі шва дендрити розташовані вздовж напрямку зварювання. Безпосередньо біля границі сплавлення шва з основним металом дендрити мають стовпчасту будову та спрямовані від лінії сплавлення до центру кристалізації шва. По границях дендритів присутні виділення евтектичного походження (рис. 2, 3) розміром не більше 15 мкм. Спостерігається характерна для сплавів цієї системи легування рівномірна пористість. Розмір пор не перевищує 50 мкм. Їх щільність становить 7...12 шт. на 1 мм². На окремих ділянках зварного шва виявлено одиничні пори розміром до 0,4 мм, що, відповідно до ДСТУ EN ISO 10042 [14], є допустимим.

Лінія сплавлення відділяє метал шва, який був повністю розплавлений при зварюванні, від основного металу, який повністю або частково залишається в твердому стані. Її не завжди мож-

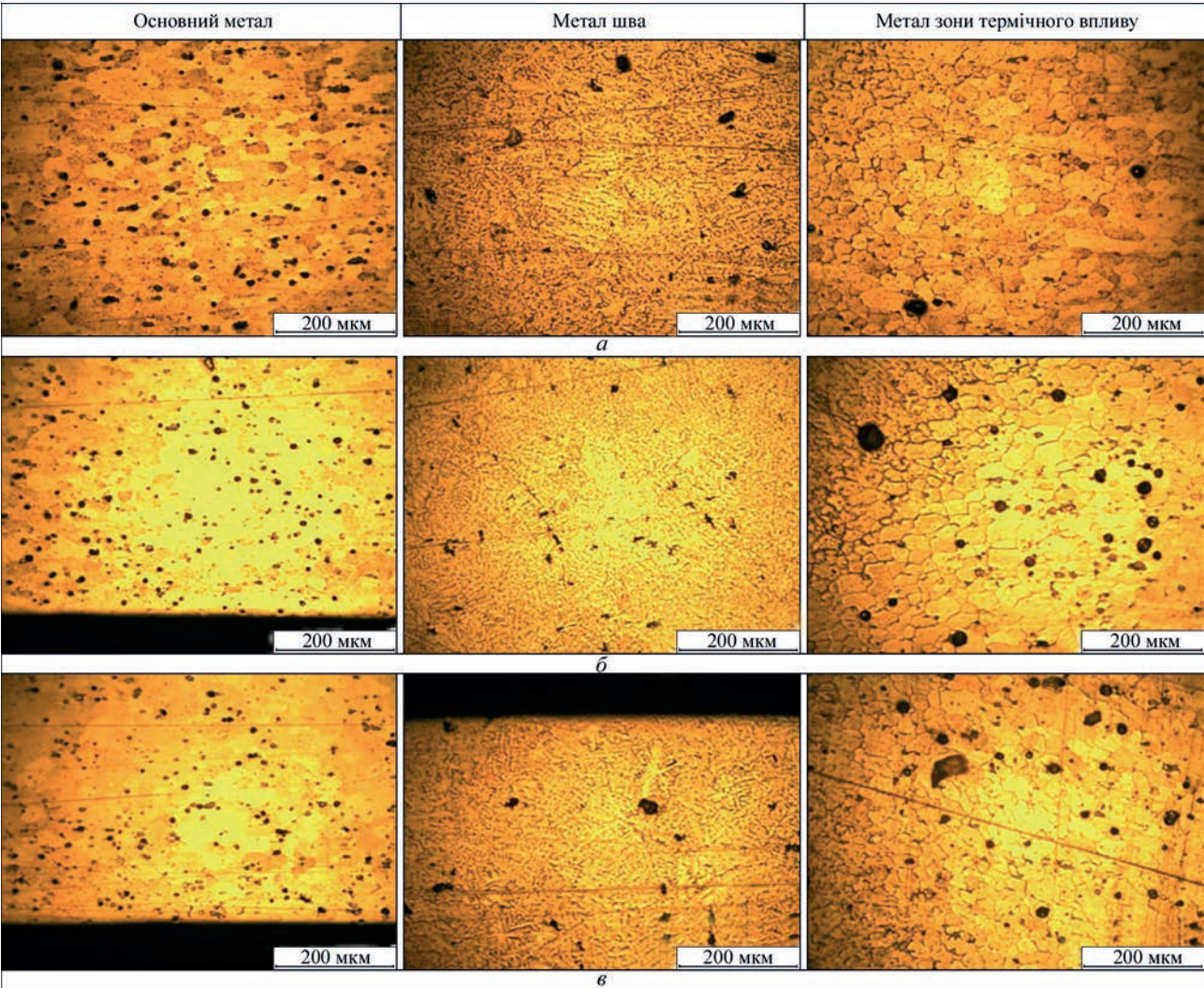


Рис. 2. Мікроструктура зон зварного з’єднання алюмінієвого сплаву 2219, термооброблених до стану Т81, уздовж (Д) прокату до корозійних випробувань (а), після випробувань в середовищі амілу (б) та його в парах (в)

на чітко визначити, але вона розділяє дендритну структуру литого металу шва та зеренну структуру деформованого металу ЗТВ (рис. 2, 3).

В ЗТВ інтенсивних процесів рекристалізації не виявлено. Розмір зерен в цій зоні суттєво не відрізняється від зерен основного металу. Водночас, спостерігається виділення легкоплавких евтектиків вздовж границь зерен, що пов'язано з

перерозподілом легуючих елементів між структурними складовими сплаву під дією нагрівання металу ЗТВ до температур, вищих за температуру солідусу (рис. 2, в та 3, в). Це призводить до утворення в ЗТВ біля лінії сплавлення структури, характерної для стану термічного оброблення сплавів під назвою «перепал» та супроводжується зниженням твердості (рис. 4).

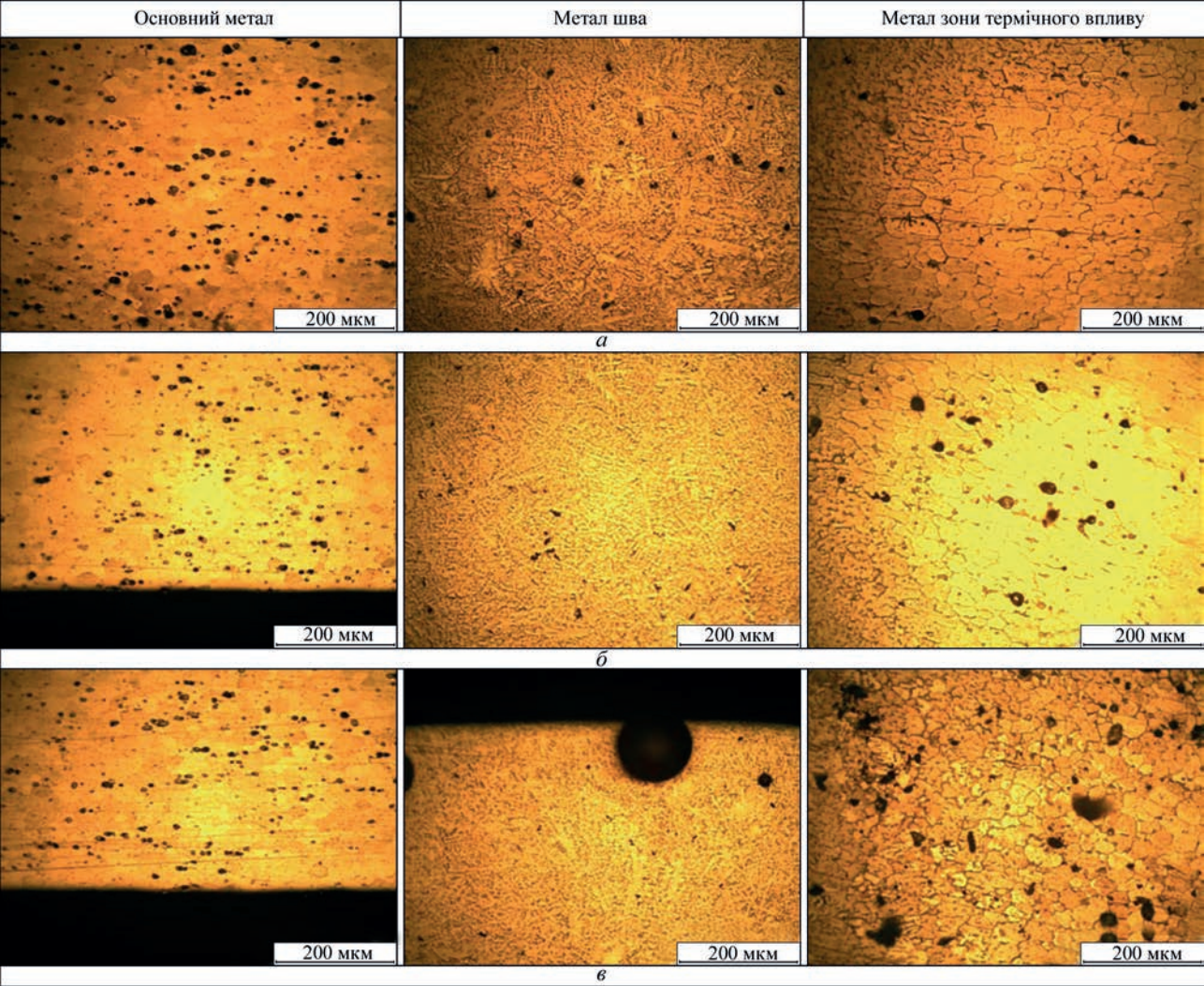


Рис. 3. Мікроструктура зон зварного з'єднання алюмінієвого сплаву 2219, термооброблених до стану Т81 поперек (П) прокату до корозійних випробувань (а), після випробувань в середовищі амілу (б) та його парах (в)

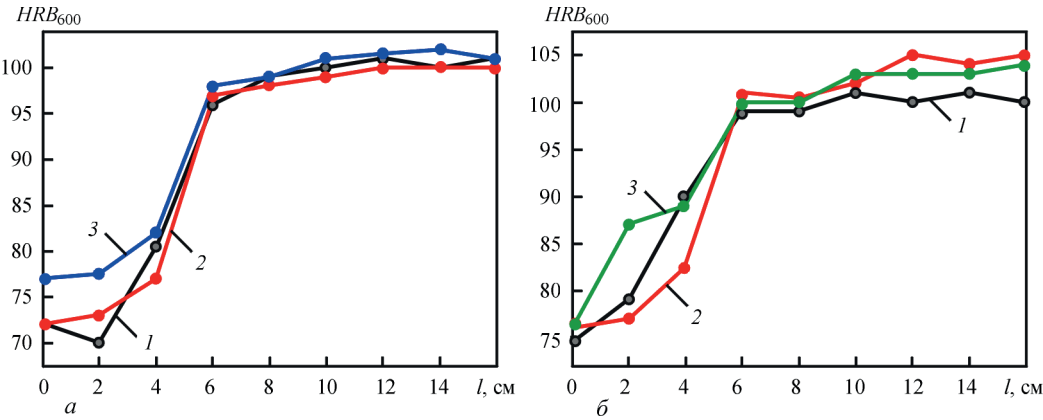


Рис. 4. Характер розподілу твердості по різних зонах зварного з'єднання сплаву 2219 у стані Т81 вздовж (а) та поперек (б) прокату до корозійних випробувань (1), після корозійних випробувань в середовищі амілу (2) та його парах (3)

Ця структурна ділянка є невід'ємною складовою любого зварного з'єднання алюмінієвих сплавів, отриманого зварюванням плавленням. При віддаленні від лінії сплавлення в основний метал також присутні зони відпалу та перестарювання, які утворилися під дією тепла зварювальної дуги. В цих ділянках внаслідок процесів коагуляції спостерігаються збільшені до 25 мкм інтерметалідні фазові виділення. Загальна ширина зони термічного впливу зразків зварних з'єднань в стані Т81 становить 6 мм. В зразках, зварених вздовж та поперек прокату суттєвих відмінностей в ширині зони ЗТВ не виявлено.

Після корозійних випробувань в амілі (рис. 2, 3, б) та парах амілу (рис. 2, 3, в) будь-яких змін мікроструктури та розміру зерен в основному металі, металі шва та ЗТВ не спостерігається.

Дослідження механічних властивостей. На рис. 5 наведено усереднені значення показників механічних властивостей: межі міцності, межі плинності та відносного видовження (рис. 5). Значення межі плинності ($\sigma_{0,2}$) контрольних зразків основного металу, вирізаних вздовж напрямку прокату (рис. 5, а), становить від 365 до 367 МПа, а рівень міцності σ_B – від 462 до 463 МПа (рис. 5, б). У зразках, вирізаних в поперечному напрямку, $\sigma_{0,2}$ дорівнює 362...365 МПа (рис. 5, в), σ_B – 468...469 МПа (рис. 5, з), що дещо вище ніж для зразків, вирізаних у поздовжньому напрямку.

Аналіз результатів випробувань контрольних зразків зварних з'єднань, зварених вздовж прокату, показав, що межа плинності знизилась близько на 34...36 % порівняно з основним металом – до 234...241 МПа (рис. 5, а). Межа міцності зварних з'єднань складає 293...308 МПа (рис. 5, б), що на 33...37 % нижче міцності основного металу. Коефіцієнт міцності контрольних зразків зварних з'єднань дорівнює 0,65.

Аналогічна закономірність спостерігалась для зразків зварних з'єднань, які були зварені поперек напрямку прокату. Значення межі плинності контрольних зразків зварних з'єднань становило 229...234 МПа (рис. 5, в), що приблизно на 36...37 % менше ніж основного металу. Межа міцності зварних з'єднань складала від 271 до 323 МПа, що нижче міцності основного металу приблизно на 31...45 %. Коефіцієнт міцності контрольних зразків зварних з'єднань, зварених поперек напрямку прокату, дорівнював 0,64.

Після випробувань зразків в амілі значення межі плинності основного металу сплаву 2219-Т81 в поздовжньому напрямку зросло майже на 3 % та складало від 355 до 373 МПа. Рівень міцності при цьому підвищився на 1 % – 464...466 МПа. Витримка зразків у парах амілу також викликала підвищення на 4...5 % межі плинності – до 371...374 МПа і міцності на 1 % – до 465...467 МПа.

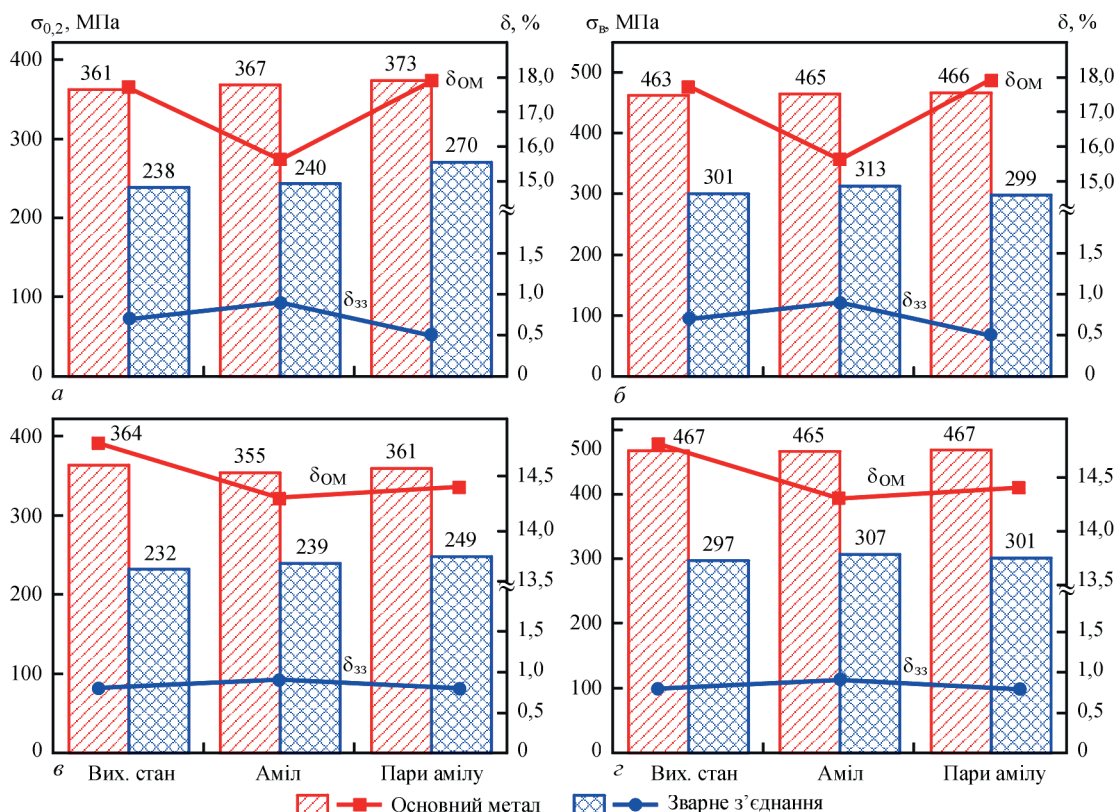


Рис. 5. Механічні властивості основного металу та зварного з'єднання сплаву 2219 у стані Т81 вздовж (а, б) та поперек (в, з) прокату до корозійних випробувань та після корозійних випробувань в амілі та його парах. Столпчики – межа міцності та межа плинності, лінія – відносне подовження

Після корозійних випробувань зразків з'єднань, зварених вздовж напрямку прокату, в амлі спостерігали зростання на $\sim 1\%$ значення межі плинності до 230...257 МПа (рис. 5, а). Межа міцності з'єднань при цьому зросла на $\sim 4\%$, до 309...315 МПа (рис. 5, б), що свідчить про зміцнення фазових складових структури металу після контакту з амлом. Випробування поздовжніх зразків зварних з'єднань в парах амлу сприяло підвищенню межі плинності на $\sim 13\%$ (до 261...271 МПа), але незначному зниженню межі міцності на $\sim 1\%$ (до 290...308 МПа) (рис. 5, а, б).

Зразки основного металу, вирізані в поперечному напрямку відносно прокату, після витримки в амлі мають такі властивості: межа плинності – 352...357 МПа, межа міцності – 465...467 МПа, тобто обидва показники незначно знизились порівняно із показниками для зразків у вихідному стані. Після випробувань в парах амлу межа плинності знизилась незначно (до 353...370 МПа), межа міцності не змінилась і становила 466...468 МПа.

У зразках, зварених поперек напрямку прокату, після дії амлу показник межі плинності становив 226...251 МПа (рис. 5, в), що мало відрізнялося від межі плинності зварних з'єднань, зварених вздовж прокату, але було нижче, ніж у основного металу. Аналогічна закономірність спостеріга-

лась і для межі міцності цих зварних з'єднань – 301...313 МПа (рис. 5, г).

Експонування зразків з'єднань, зварених у поперечному напрямку, в парах амлу сприяло зниженню межі плинності до 254...261 МПа, і майже не вплинуло на значення межі міцності, яка дорівнювала 298...305 МПа.

Коефіцієнт міцності зварних з'єднань після випробувань в амлі дещо збільшився порівняно із основним металом та становив 0,67 для зразків, зварених вздовж прокату, та 0,66 для поперечних зразків.

Для зразків, зварених у поздовжньому напрямку, після впливу парів амлу відмічене зниження відносного видовження від 0,7 до 0,5 %, для поперечних зразків цей показник не змінився та становив 0,8 %. Коефіцієнт міцності зварних з'єднань як для поздовжніх зразків, так і для поперечних зразків після дії парів амлу був однаковий та становив 0,64.

Руйнування всіх досліджених зразків зварних з'єднань сплаву 2219 відбувалось вздовж лінії сплавлення шва з основним металом (рис. 6), де під час термічного циклу зварювання оплавляються границі зерен та відбувається розпад пересиченого твердого розчину міді в алюмінії. Такі структурні зміни супроводжуються виділенням і коагуляцією фаз, що зміцнюють, що спричиняє потовщення границь зерен.

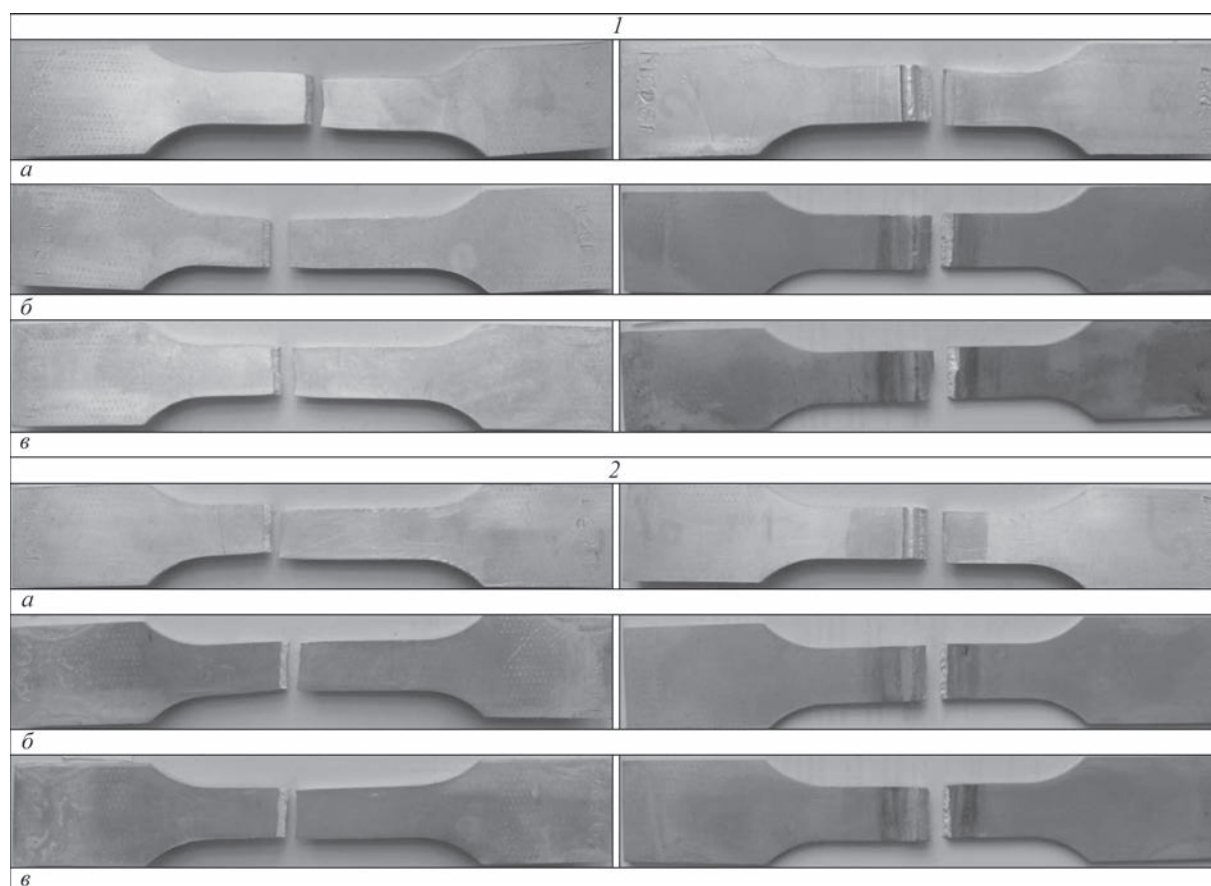


Рис. 6. Зовнішній вигляд зразків основного металу та зварного з'єднання сплаву 2219 у стані Т81 вздовж (1) та поперек (2) прокату до корозійних випробувань (а), після корозійних випробувань в амлі (б) та його парах (в)

Як свідчить аналіз поверхні зламів зруйнованих зразків зварних з'єднань сплаву, незалежно від напрямку прокату напівфабрикатів, їх рельєфи мають переважно навскісний характер з в'язкою чарунковою структурою, утворення якої супроводжується суттєвими пластичними деформаціями матеріалу зразків. Осередком виникнення мікротріщини є включення інтерметалідних фаз, що залишаються в металі в процесі виготовлення напівфабрикатів та не розчиняються в умовах дугового зварювання.

Висновки

1. Зварні з'єднання алюмінієвого сплаву 2219, виконані однопрохідним зварюванням неплавким електродом вздовж (Д) та поперек (П) прокату, термооброблені до стану Т81, є стійкими проти корозійного розтріскування та міжкристалітної корозії. Тривкість проти розшаровуючої корозії в амлі та його парах оцінена балом 2. За десятибальною шкалою згідно з ГОСТ 9.502 корозійну стійкість основного металу алюмінієвого сплаву 2219, у стані Т81 в амлі оцінено балом 2, що відповідає групі стійкості «підвищено стійкий»; в парах амлі – балом 4, що відповідає групам стійкості «стійкий».

2. На стійкість зварних з'єднань сплаву 2219 проти загальної та локальної корозії в амлі та його парах не впливає напрямок виконання процесу зварювання напівфабрикатів відносно прокату та термічні умови зварювання.

3. Після витримання в амлі та парах амлі показники пластичності та міцності зразків зварних з'єднань підвищуються, порівняно з аналогічними показниками до корозійних випробувань. Коефіцієнт міцності зварних з'єднань в поздовжньому напрямку після витримання в амлі дорівнює 0,67, у поперечному – 0,66, а після дії парів амлі для з'єднань, зварених у поздовжньому та поперечному напрямках, однакові та становлять 0,64. Всі дослідні зразки зварних з'єднань сплаву руйнуються вздовж лінії сплавлення шва з основним металом, де під час термічного циклу зварювання відбувається розпад пересиченого твердого розчину міді в алюмінії та оплавлення границь зерен і коагуляцією фаз, що зміцнюють. Це супроводжується потовщенням границь зерен в результаті виділення фаз при кристалізації. Незалежно від напрямку виконання зварювання відносно прокату металу його злами дослідних зразків при руйнуванні мають в'язкий характер рельєфу.

Робота виконана за підтримки ДП «КБ Південне» (номер держреєстрації 0118U006291с) у 2018 р.

Список літератури/References

1. Rao, P.S., Sivadasan, K.G., Balasubramanian, P.K. (1996) Structure-property correlation on AA 2219 aluminium alloy weldments. *Bulletin of Materials Science*, 19 (3), 549–557.

2. Li, H., Zou, J., Yao, J., Peng, H. (2017) The effect of TIG welding techniques on microstructure, properties and porosity of the welded joint of 2219 aluminum alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 727, 531–539.

3. Zhang, D., Wang, G., Wu, A. et al. (2019) Study on the inconsistency in mechanical properties of 2219 aluminium alloy TIG-welded joints. *Journal of Alloys and Compounds*, 777, 1044–1053.

4. Grilli, R., Baker, M.A., Castle, J.E. et al. (2010) Localized corrosion of a 2219 aluminium alloy exposed to a 3.5% NaCl solution. *Corrosion Science*, 52 (9), 2855–2866.

5. Zhang, D., Wu, A., Zhao, Y. et al. (2021). Effects of the Number of Welding Passes on Microstructure and Properties of 2219-C10S Aluminum Alloy TIG-Welded Joints. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 5, 3537–3546.

6. Wan, Z., Meng, D., Zhao, Y. et al. (2021) Improvement on the tensile properties of 2219-T8 aluminum alloy TIG welding joint with weld geometry optimization. *Journal of Manufacturing Processes*, 67, 275–285.

7. Niu, L.Q., Li, X.Y., Zhang, L. et al. (2017) Correlation between microstructure and mechanical properties of 2219-T8 aluminum alloy joints by VPTIG welding. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 30 (5) 438–446.

8. Zhang, D.K., Wang, G.Q., Wu, A.P. et al. (2019) Effects of Post-weld Heat Treatment on Microstructure, Mechanical Properties and the Role of Weld Reinforcement in 2219 Aluminum Alloy TIG-Welded Joints. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 32 (6), 684–694.

9. Gupta, R.K., Panda, R., Mukhopadhyay, A.K. et al. (2015) Study of aluminum alloy AA2219 after heat treatment. *Metal Science and Heat Treatment*, 57 (5), 350–353.

10. Lu, Y., Wang, J., Li, X. et al. (2018) Effects of pre-deformation on the microstructures and corrosion behavior of 2219 aluminum alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 723, 204–211.

11. Chen, S., Li, F., Liu, Q. et al. (2020) Effect of Post-aging Heat Treatment on Strength and Local Corrosion Behavior of Ultrafine-Grained 2219 Al Alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 29 (5), 3420–3431.

12. Zhang, D., Li, Q., Zhao, Y. et al. (2018) Microstructure and mechanical properties of three-layer TIG-welded 2219 aluminum alloys with dissimilar heat treatments. *Ibid*, 27 (6), 2938–2948.

13. Zhu, Z.Y., Deng, C.Y., Wang, Y. et al. (2015) Effect of post weld heat treatment on the microstructure and corrosion behavior of AA2219 aluminum alloy joints welded by variable polarity tungsten inert gas welding. *Materials & Design (1980–2015)*, 65, 1075–1082.

14. Peng, X.N., Qu, W.Q., Zhang, G.H. (2009) Influence of Welding Processes on Mechanical Properties of Aluminum Alloy 2219 [J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2, 57–60.

15. Bai, J.Y., Yang, C.L., Lin, S.B. et al. (2016) Mechanical properties of 2219-Al components produced by additive manufacturing with TIG. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 86 (1), 479–485.

16. Rao, S.K., Reddy, G.M., Rao, K.S. et al. (2005) Reasons for superior mechanical and corrosion properties of 2219 aluminum alloy electron beam welds. *Materials characterization*, 55 (4-5), 345–354.

17. AMS-QQ-A-250/30A. Технічні вимоги. Алюмінієвий сплав 2219. Лист і пластина.

18. AMS-QQ-A-250/30A. Specifications. Aluminium alloy 2219. Sheet and plate [in Ukrainian].

19. ГОСТ 7512-82 Контроль неруinous. З'єднання зварні. Радіографічний метод.

20. GOST 7512-82: Nondestructive testing. Welded joints. Radiography method [in Ukrainian].

21. ГОСТ 9.908-85 Единая система защиты от коррозии и старения. Металлы и сплавы. Методы определения показателей коррозии и коррозионной стойкости.

22. GOST 9.908-85: Unified system of corrosion and ageing protection. Metals and alloys. Methods for determination of corrosion and corrosion resistance indices [in Russian].

20. ГОСТ 9.904-82 Единая система защиты от коррозии и старения. Сплавы алюминиевые. Метод ускоренных испытаний на расслаивающую коррозию.
GOST 9.904-82: Unified system of corrosion and ageing protection. Aluminium alloys. Accelerated test method for exfoliating corrosion [in Russian].
21. ГОСТ 9.021-74 Единая система защиты от коррозии и старения. Алюминий и сплавы алюминиевые. Методы ускоренных испытаний на межкристаллитную коррозию.
GOST 9.021-74: Unified system of corrosion and ageing protection. Aluminium and aluminium alloys. Accelerated test method for intercrystalline corrosion [in Russian].
22. ГОСТ 1497-84 (ИСО 6892-84, СТ СЭВ 471-88) Металлы. Методы испытаний на растяжение.
GOST 1497-84 (ISO 6892-84, СТ СЭВ 471-88) Metals. Methods of tension test [in Russian].
23. ГОСТ 9.502-82 (СТ СЭВ 6194-88) Единая система защиты от коррозии и старения. Ингибиторы коррозии металлов для водных систем. Методы коррозионных испытаний (с изменениями № 1, 2).
GOST 9.502-82 (СТ СЭВ 6194-88) Unified system of corrosion and ageing protection. Inhibitors of metals corrosion for aqueous systems. Methods of corrosion tests (with modifications Nos 1, 2) [in Russian].

CORROSION-MECHANICAL RESISTANCE OF 2219 ALLOY WELDED JOINTS, UNDER SIMULATED SERVICE CONDITIONS*

L.I. Nyrkova¹, T.M. Labur¹, Ye.I. Shevtsov², O.P. Nazarenko², A.V. Dorofeev²

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

E-mail: office@paton.kyiv.ua

²SC «DB Pivdenne». 3 Kryvorizhska Str., 49008, Dnipro

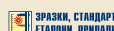
We studied the corrosion resistance, including local corrosion resistance, of welded joints of aluminium alloy 2219, made by nonconsumable electrode single-pass welding along (L) and across (Acr) the rolling stock heat-treated to T81 condition. It is shown that resistance of welded joints of 2219 alloy to general and local corrosion in amyl and its vapours does not depend on the direction of billet rolling in welding. An increase of ductility and strength of welded joint samples was found after soaking them in amyl and amyl vapours. The coefficient of welded joint strength after soaking in amyl rises from 0.65 up to 0.67 in the longitudinal direction, and from 0.64 to 0.66 in the transverse direction. After soaking in amyl vapours, the strength properties of the welded joint almost do not change: strength coefficient was the same in both the orientation directions and it was equal to 0.64. Fracture ran along the line of fusion of the weld with the base metal, where melting of grain boundaries and their thickening take place during the thermal cycle of welding at solidification, as well as decomposition of copper solid solution in aluminium, which is accompanied by precipitation and coagulation of the strengthening phases. 23 Ref., 2 Tabl., 6 Fig.

Keywords: 2219 aluminium alloy, welded joints, heat treatment, corrosion resistance, mechanical properties, microstructure, mechanical fracture at tension

Надійшла до редакції 27.08.2021

XX МІЖНАРОДНИЙ ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ - 2021 МІЖНАРОДНІ СПЕЦІАЛІЗОВАНІ ВИСТАВКИ

16 - 19 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.mvc.ukr
www.tech-expo.com.ua

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ТЕМПЕРАТУРНОГО ІНТЕРВАЛУ ПЛАВЛЕННЯ І ФАЗОВОГО СКЛАДУ БАГАТОКОМПОНЕНТНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

С.В. Максимова, В.В. Воронов, П.В. Ковальчук

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

Сучасні припої для паяння жароміцних нікелевих сплавів є складно-легованими сплавами, компоненти яких мають забезпечувати необхідний рівень міцності, жаростійкості, стійкості до високотемпературної корозії та інші експлуатаційні характеристики паяних з'єднань. Однак вишукати оптимальний склад для отримання бажаного комплексу властивостей є нетривіальним завданням, що вимагає значних витрат часу і коштів. В роботі досліджується можливість застосування методу математичного моделювання термодинамічних процесів (CALPHAD) під час розробки багатокомпонентних припоїв для паяння жароміцних нікелевих сплавів. При проведенні досліджень з використанням розрахункової методики CALPHAD визначено температурні інтервали плавлення для низки сплавів системи Ni–Cr–Co–Al–(Me)–Ta. Отримано розрахункові дані з впливу адгезійно-активних елементів IV та V груп періодичної системи елементів на температуру ліквідусу та фазовий склад базового нікелевого сплаву. Зокрема, визначено їх вплив на кількість та термічну стабільність γ' -фази та σ -фази. Отримані за допомогою методу математичного моделювання термодинамічні розрахункові дані використано під час розробки і дослідження низки перспективних припоїв для паяння нікелевих жароміцних сплавів, в тому числі монокристалічного жароміцного нікелевого сплаву ЖС-32ВІ. Бібліогр. 21, рис. 8.

Ключові слова: припій, паяння, жароміцні нікелеві сплави, математичне моделювання (CALPHAD), адгезійно-активні компоненти, титан, ніобій, тантал, γ' -фаза, σ -фаза

Експлуатаційні характеристики газотурбінних двигунів і стаціонарних установок багато в чому визначаються властивостями нікелевих жароміцних сплавів (ЖНС), які є основним матеріалом для виготовлення турбінних лопаток [1].

Протягом тривалого часу необхідний рівень характеристик ливарних ЖНС досягався завдяки легуванню нікелевої основи дедалі більшим числом компонентів, сукупна дія яких позитивно впливала на властивості – тривалу міцність, пластичність, втому, опір окисленню та ін. [1, 2]. При цьому протягом тривалого часу емпіричний метод «проб і помилок» був основним при розробці жароміцних нікелевих сплавів [3]. Однак цілком очевидно, що у тому випадку, якщо для легування нікелевих жароміцних сплавів використовують понад 10-15 елементів, знайти оптимальний склад для отримання бажаного комплексу властивостей доволі складно, оскільки потрібні значні витрати часу і коштів. У зв'язку з цим необхідним інструментом стають методи математичного розрахунку та конструювання сучасних жароміцних сплавів [2–7].

Сказане вище справедливо і при розробці припоїв для паяння жароміцних нікелевих сплавів. Оскільки сучасні нікелеві сплави можуть містити більше десяти легуючих елементів, то припої для їх паяння, як правило, також є складно-легованими сплавами, що містять депресанти і елементи,

які забезпечують необхідну міцність, жаростійкість, стійкість до високотемпературної корозії та інші експлуатаційні характеристики паяних з'єднань [4, 8].

У ряді досліджень [6–11] відзначається, що сучасні програми математичного моделювання термодинамічних процесів засновані на фізичних теоріях теплових, дифузійних і термодинамічних явищ, які здатні адекватно відобразити картину фізико-хімічних процесів, що відбуваються в багатокомпонентних нікелевих системах як при кристалізації (охолодженні), так і при нагріванні. Автори показують, що застосування розрахункових методів термодинамічних процесів дозволяють будувати діаграми стану для багатокомпонентних систем в широких інтервалах температур і концентрацій, а також розраховувати тип, об'ємну частку і склад фаз для рівноважних і нерівноважних умов фазових перетворень.

Зокрема, концепція методу CALPHAD (CALculation of PHase Diagrams) шляхом прогнозування стабільних фаз, їх складу, а також термодинамічних властивостей в тих областях фазової діаграми, де відсутня експериментальна інформація, дає можливість будувати фазові діаграми [12–14].

Так, для багатокомпонентних сплавів на основі Ni типовою є мікроструктура, яка зазвичай складається з твердого розчину (γ -матриці), диспер-

сних часточок γ' -фази, карбідів та топологічних щільноупакованих фаз (ТЩУ). Для визначення об'ємної частки кожної з цих фаз необхідно володіти оцінкою енергетичних функцій Гіббса [3]. Таким чином, метод CALPHAD об'єднує всю експериментальну інформацію про фазові рівноваги в системі і всю термодинамічну інформацію, отриману при проведенні термохімічних і теплофізичних досліджень.

Найбільш повно це реалізовано в програмному комплексі JMatPro (Java-based Materials Properties) компанії «Sente Software» [15–19].

Даний програмний комплекс призначений для моделювання широкого спектру властивостей багатокомпонентних систем на різних основах (Fe, Al, Ti, Ni, Co та ін.), містить спеціалізовані термодинамічні бази даних для моделювання процесів охолодження (кристалізації) або нагрівання матеріалів.

Метою даного дослідження є визначення можливості прогнозування температурного інтервалу плавлення і фазового складу багатокомпонентних нікелевих сплавів шляхом застосування методів розрахункового конструювання сплавів, а саме – методів комп'ютерної термодинаміки (CALPHAD) у поєднанні з методами статистичної обробки отриманих результатів.

Методика розрахунків. Для термодинамічних розрахунків інтервалу плавлення досліджуваних припоїв була використана спеціалізована програма для моделювання властивостей багатокомпонентних сталей та сплавів JMatPro. Даний програмний комплекс дозволяє здійснювати термодинамічні розрахунки для багатокомпонентних систем, в тому числі на нікелевій основі, з визначенням типу, об'ємної частки фаз, що виділяються (γ -, γ' -, M_5C_6 , M_6C , M_3B_2 та ін.), хімічного складу фаз і температурної області їхнього існування.

Термодинамічні розрахунки базуються на оцінці енергетичних функцій Гіббса для кожної фази для заданої температури [13]:

$$\Delta G = \Delta G_0 + \Delta G_i^m + \Delta G_i^{xs},$$

де ΔG_0 – вільна енергія фази у чистому вигляді; ΔG_i^m – ідеальна енергія від змішування компонентів фази; ΔG_i^{xs} – надлишкова вільна енергія від змішування компонентів фази.

Вільну енергію (ΔG_m) для багатокомпонентної системи можна представити рівнянням:

$$\Delta G_m = \sum_i x_i \Delta G_0^i + RT \sum_i x_i \ln(x_i) + \sum_i \sum_{j \neq i} x_i x_j \sum_v \Omega_v (x_i - x_j)^v,$$

де x_i – мольна частка компонента i ; ΔG_0^i – вільна енергія фази для чистого компонента i ; T – температура; R – універсальна газова константа; Ω_v – коефіцієнт взаємодії, що залежить від значення v (на практиці значення v зазвичай не перевищує 2) [13].

Базова система для розробки експериментальних припоїв для паяння ЖНС обиралась із урахуванням впливу кожного конкретного елемента на властивості жароміцних нікелевих сплавів. В якості основи перспективною є система Ni–Cr–Co–Al–(Me). З огляду на необхідність забезпечення жаростійкості, жароміцності і наближення складу припою до складу основного металу сплави базової системи додатково легували танталом, вольфрамом і молібденом. При цьому межі вмісту в експериментальних припоях алюмінію і танталу були обрані виходячи з міркувань забезпечення жароміцності сплаву за рахунок утворення необхідної об'ємної частки зміцнюючої γ' -фази $Ni_3(Al, Ta, Ti)$. Вміст ніобію та титану у сплаві обмежували через здатність даних елементів до ліквідації і локальних оплавлень міждендритних ділянок основного матеріалу під час паяння [2, 20].

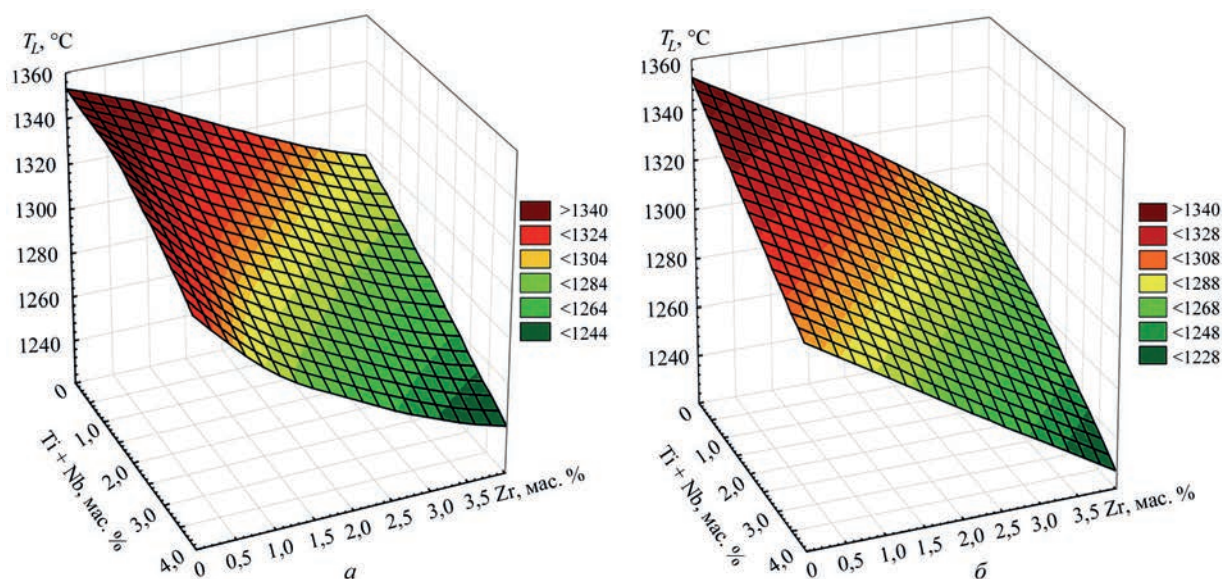


Рис. 1. Поверхні ліквідусу експериментальних припоїв системи Ni–Cr–Co–Al–(Me:Ti, Nb, Zr), що містять 5 (а) та 7,5 мас. % (б) танталу

Обговорення результатів. В процесі проведення досліджень отримано низку значень температур ліквідусу і солідусу, а також розрахунковий фазовий склад експериментальних сплавів. Розрахункові дані в подальшому піддавали обробці методами статистичного аналізу з метою побудови поверхонь ліквідусу, які дозволили оцінити вплив легуючих елементів на температуру плавлення сплавів даної системи (рис. 1).

Так, зокрема, встановлено, що збільшення кількості танталу з 2,5 до 10 мас. % у базовому сплаві дозволяє знизити його температуру ліквідусу з 1371 до 1322 °С (рис. 2). Температура солідусу сплаву при цьому знижується з 1340 до 1261 °С. Цілком зрозуміло, що така температура ліквідусу є завищеною для припою, який призначається для паяння жароміцних нікелевих сплавів.

Легування базового сплаву цирконієм майже не змінює температуру ліквідусу, але призводить до суттєвого зниження температури солідусу – до 1060 °С (для сплаву, що містить 2,5 мас. % Та) та до 991 °С (для сплаву, що містить 10 мас. % Та). Зниження температури пов'язано з формуванням низькотемпературної евтектики, що містить у своєму складі цирконій та тантал (рис. 3).

Легування базового сплаву титаном та ніобієм призводить до суттєвого зниження температури

при плавленні сплаву. При цьому в даному випадку титан (рис. 4, крива 3) чинить більший вплив на зниження температури плавлення за ніобій (рис. 4, крива 2). Проте зниження температури до необхідного рівня вдасться досягти лише при одночасному введенні даних елементів та підвищеному вмісті танталу (рис. 4, крива 4).

Відомо, що зміцнення дрібнодисперсними частками γ' -фази матриці γ -твердого розчину забезпечує необхідний рівень працездатності жароміцних нікелевих сплавів при підвищених температурах, завдяки гальмуванню руху дислокацій. Тому під час дослідження мікроструктурних складових було приділено окрему увагу дослідженню впливу легування адгезійно-активними елементами на формування зміцнюючої γ' -фази. Дана фаза складається з інтерметаліду Ni_3Al , крім алюмінію вона може містити в своєму складі титан, ніобій та тантал [21].

Зокрема, при дослідженні впливу танталу на розрахункову кількість γ' -фази було встановлено, що збільшення кількості танталу (до 10 мас. %) призводить до збільшення температурного ін-

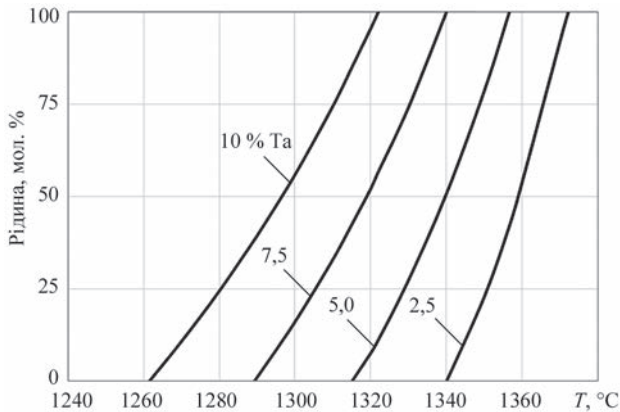


Рис. 2. Залежність інтервалу плавлення від кількості танталу у базовому сплаві системи Ni-Cr-Co-Al-(Me)-Ta

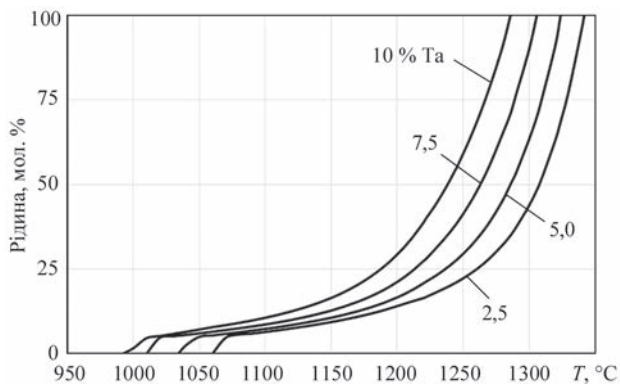


Рис. 3. Залежність інтервалу плавлення від легування танталом та цирконієм базового сплаву системи Ni-Cr-Co-Al-Ta-2Zr

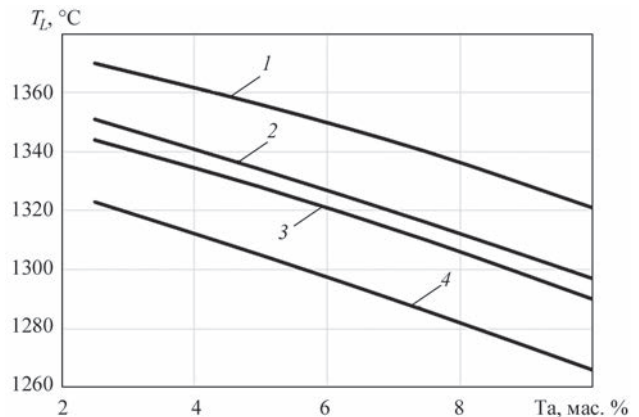


Рис. 4. Залежність температури ліквідусу сплаву системи Ni-Cr-Co-Al-Me-(Nb,Ti) від вмісту адгезійно-активних компонентів: 1 – Ta; 2 – Ta + 2 Nb; 3 – Ta + 2 % Ti; 4 – Ta + 2 % Ti + 2 % Nb

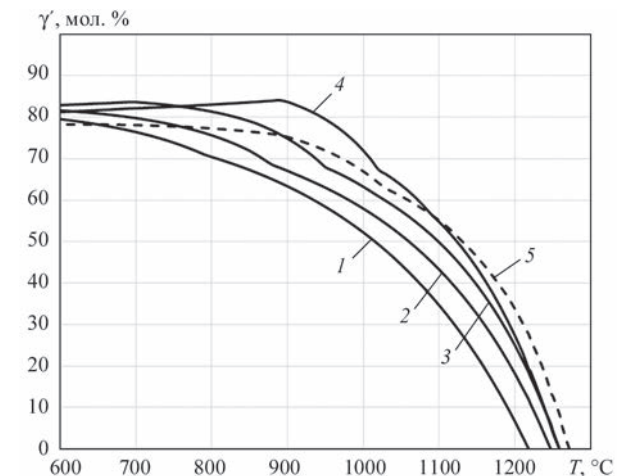


Рис. 5. Залежність об'ємного відсотку γ' -фази від кількості Та у базовому сплаві системи Ni-Cr-Co-Al-(Me): 1 – 2,5 % Та; 2 – 5 % Та; 3 – 7,5 % Та; 4 – 10 % Та; 5 – нікелевий сплав ЖС-32ВІ

тервалу існування γ' -фази (рис. 5), хоча інтервал все ж є дещо меншим ніж у промислового монокристалічного сплаву ЖС-32ВІ (рис. 5, крива 5).

Додаткове легування титаном та ніобієм значно підвищує (до 1100 °С) температуру початку розчинення γ' -фази (рис. 6), хоча і дещо знижує інтервал її існування (до 1210...1225 °С) (рис. 6, криві 3 та 4).

Слід також зазначити, що додаткове легування γ' -утворюючими елементами сприяє невеликому зниженню кількості одного з різновидів ТЩУ фаз (σ -фази), а при одночасному легуванні титаном та ніобієм поява даної фази фіксується лише при температурах вище 600 °С. Проте, з іншого боку, максимальна температура існування у сплавів даної фази теж суттєво підвищується до 1100 °С (рис. 7, крива 4).

Спроби додатково знизити кількість σ -фази за допомогою введення у сплав ренію, який, як відомо, є хорошим σ -стабілізатором [6], призводить до

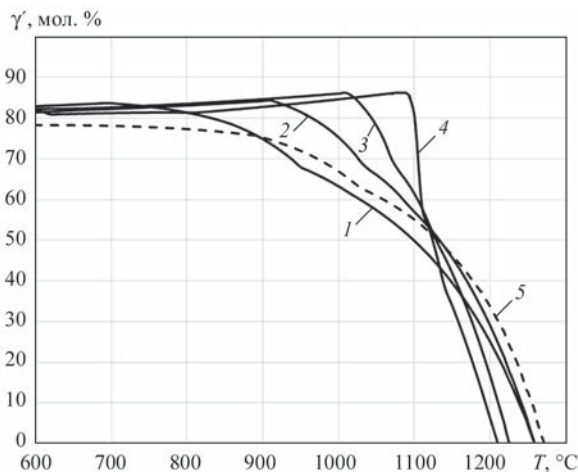


Рис. 6. Залежність об'ємного відсотку γ' - фази у сплаві системи Ni-Cr-Co-Al-Ta-(Nb,Ti) від вмісту адгезійно-активних компонентів: 1 – 7,5 % Ta; 2 – 7,5 % Ta + 2 % Nb; 3 – 7,5 % Ta + 2 % Ti; 4 – 7,5 % Ta + 2 % Ti + 2 % Nb; 5 – жароміцний нікелевий сплав ЖС-32ВІ

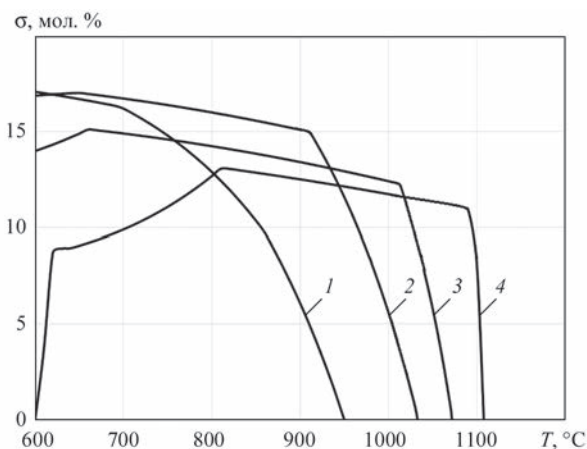


Рис. 7. Залежність об'ємного відсотку σ -фази у сплаві системи Ni-Cr-Co-Al-Ta-(Nb,Ti) від вмісту адгезійно-активних компонентів: 1 – 7,5 % Ta; 2 – 7,5 % Ta + 2 % Nb; 3 – 7,5 % Ta + 2 % Ti; 4 – 7,5 % Ta + 2 % Ti + 2 % Nb

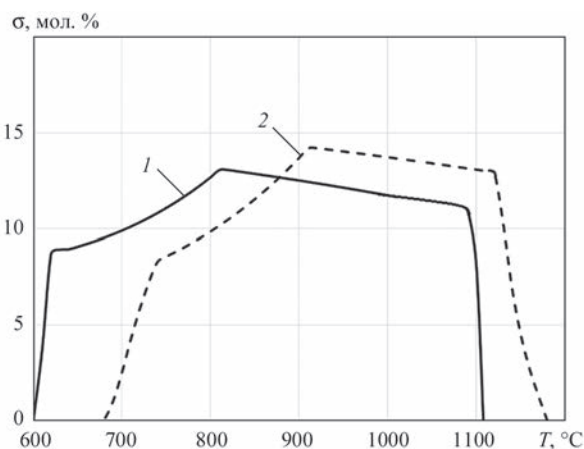


Рис. 8. Залежність об'ємного відсотку σ -фази у сплаві системи Ni-Cr-Co-Al-Ta-(Nb,Ti) від вмісту ренію: 1 – без ренію; 2 – 2 % Re

зміщення інтервалу існування σ -фази від температур 600...1110 до 685...1180 °С (рис. 8).

Отримані за допомогою методу комп'ютерної термодинаміки розрахункові дані було використано під час розробки і дослідження низки перспективних припоїв для паяння монокристалічного жароміцного нікелевого сплаву ЖС-32ВІ.

Таким чином, в процесі проведення досліджень встановлено, що метод математичного моделювання термодинамічних процесів (CALPHAD) з використанням програмного пакету JMatPro, можна з успіхом застосовувати під час створення багатокомпонентних припоїв для паяння жароміцних нікелевих сплавів, зокрема, для прогнозування температури ліквідусу та орієнтовного фазового складу, що дозволить значно зменшити витрати часу та матеріальних ресурсів.

Висновки

В процесі проведення досліджень встановлено, що метод комп'ютерного моделювання термодинамічних процесів (CALPHAD) з використанням програмного пакету JMatPro може бути ефективно застосований під час розробки багатокомпонентних припоїв для паяння жароміцних нікелевих сплавів, зокрема, для прогнозування температури ліквідусу та фазового складу припою.

За результатами проведених розрахункових досліджень встановлено:

- збільшення кількості танталу з 2,5 до 10 мас. % у базовому сплаві системи Ni-Cr-Co-Al-Ta не дозволяє значно знизити його температури ліквідусу та ліквідусу;
- введення у склад базового сплаву цирконію майже не змінює температуру ліквідусу базового сплаву, проте призводить до суттєвого зниження температури солідусу (991 °С). Це пов'язано з появою у сплаві низькотемпературної евтектики, що містить у своєму складі цирконій та тантал;

– легування базового сплаву титаном та ніобієм призводить до суттєвого зниження температури плавлення сплаву. При цьому титан чинить більший вплив за ніобій;

– додаткове легування титаном та ніобієм значно підвищує (до 1100 °C) розрахункову температуру початку розчинення γ' -фази (рис. 6), хоча і дещо знижує інтервал її існування (до 1210...1225 °C);

– при дослідженні кривих мікроструктури сплавів встановлено, що додаткове легування γ' -утворюючими елементами сприяє невеликому зниженню кількості σ -фази, а при одночасному легуванні певною кількістю титану та ніобію поява даної фази фіксується лише при температурах вище 600 °C;

– спроби додатково знизити кількість σ -фази за допомогою введення у сплав ренію призводить до зміщення інтервалу існування σ -фази від температури 600...1110 до 685...1180 °C.

Список літератури

1. Кузнецов В. П., Лесников В. П., Попов Н. А. (2016) *Структура и свойства монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов*. Екатеринбург, Изд-во Урал. ун-та.
2. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. (2007) Литейные жаропрочные никелевые сплавы для перспективных авиационных ГТД. *Технология легких сплавов*, 2, 6–16.
3. Zhou, Shihuai, Wang, Yougan, Zhu, J. et al. (2004). Computational Tools for Designing Ni-Base Superalloys. *Proceedings of the International Symposium on Superalloys*. DOI: 10.7449/2004/Superalloys_2004_969_975
4. Каблов Е.Н. (2005) Жаропрочные конструкционные материалы. *Литейное производство*, 7. [Електронний ресурс]. URL: <https://viam.ru/sites/default/files/scipub/2005/2005-204274.pdf> (дата звернення 14.06.2021).
5. Гайдук С.В., Кононов В.В., Куренкова В.В. (2017) Применение комплексной расчетно-аналитической методики для многокритериальной оптимизации составов литейных жаропрочных никелевых сплавов. *Современная электрометаллургия*, 126, 1, 44–51. DOI: doi.org/10.15407/sem2017.01.08
6. Saunders, N., Fahrman, M., Small, C.J. (2000) The application of CALPHAD calculations to Ni-based superalloys. *Superalloys*, 803–811. DOI: 10.7449/2000/Superalloys_2000_803_811.
7. Markl, M., Müller, A., Ritter, N. et al. (2018) Development of Single-Crystal Ni-Base Superalloys Based on Multi-criteria Numerical Optimization and Efficient Use of Refractory Elements. *Metall. Mater. Trans. A*, 49, 4134–4145. DOI: 10.1007/s11661-018-4759-0
8. Каблов Е.Н. (2001) *Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия)*. Москва, МИСиС.
9. Петрушин Н.В., Чабина Е.Б., Назаркин Р.М. (2012) Конструирование жаропрочных интерметаллидных сплавов на основе γ' -фаза с высокой температурой плавления. Ч. 1. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 2, 32–38.
10. Петрушин, Н.В., Чабина Е.Б., Назаркин Р.М. (2012) Конструирование жаропрочных интерметаллидных сплавов на основе γ' -фаза с высокой температурой плавления. Ч. 2. *Там же*, 3, 20–23.
11. Huang, W., Chang, Y.A. (1999) A thermodynamic description of the Cr–Ni–Re–Al system. *Mater. Sci. and Eng. A*, 259, 110–119.
12. Perrut, M. (2015) Thermodynamic Modeling by the CALPHAD Method and its Applications to Innovative Materials. *Aerospace Lab*, 9, 1–11. DOI: 10.12762/2015.AL09.10

13. Saunders, N. (1996) Phase Diagram Calculations for Ni-based Superalloys. *Superalloys*, 101–110.
14. Lukas, H.L., Fries, S.G., Sundman, B. (2007) *Computational thermodynamics: the Calphad method*. Cambridge University Press.
15. <https://www.sentesoftware.co.uk/jmatpro>
16. Saunders, N., Guo, Z., Li, X. et al. (2003) Using JMatPro to Model Materials Properties and Behavior. *JOM*, 55, 12, 60–65. DOI:10.1007/s11837-003-0013-2
17. Сидоров А. (2015) JMatPro – программный пакет для моделирования свойств сталей и сплавов. САПР и графика. *Современные технологии – в промышленность*, 3, 2–4.
18. Tapia, A.S. (2006) *Computational Design Of Nickel Based Superalloys For Industrial Gas Turbine Components*. University Of Florida.
19. Schillé, J.-P., Guo, Z., Saunders, N., Miodownik, A.P. (2011) Modeling Phase Transformations and Material Properties Critical to Processing Simulation of Steels. *Materials and Manufacturing Processes*, 26, 1, 137–143. DOI: 10.1080/10426910903153059
20. Петрушин Н.В., Оспенникова О.Г., Висик Е.М. и др. (2012) Жаропрочные сплавы низкой плотности. *Литейное производство*, 6 [Електронний ресурс]. URL: <https://viam.ru/sites/default/files/scipub/2011/2011-205933.pdf> (дата звернення 29.01.2021)
21. Морозова Г.И. (1992) *Феномен γ' -фазы в жаропрочных никелевых сплавах*. [Електронний ресурс]. URL: <https://viam.ru/sites/default/files/scipub/1992-201097.pdf> (дата звернення 29.01.2021)

References

1. Kuznetsov, V.P., Lesnikov, V.P., Popov, N.A. (2016) *Structure and properties of monocrystalline high-temperature nickel alloys*. Ekaterinburg, Izd-vo Ural. Un-ta [in Russian].
2. Kablov, E.N., Petrushin, N.V., Svetslov, I.L., Demonis, I.V. (2007) Casting heat-resistant nickel alloys for perspective aircraft GTE. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, 2, 6–16 [in Russian].
3. Zhou, Shihuai, Wang, Yougan, Zhu, J. et al. (2004). Computational tools for designing Ni-Base superalloys. In: *Proc. of the Int. Symposium on Superalloys*. DOI: 10.7449/2004/Superalloys_2004_969_975
4. Kablov, E.N. (2005) Heat-resistant structural materials. *Litejnoe Proizvodstvo*. 7. URL: <https://viam.ru/sites/default/files/scipub/2005/2005-204274.pdf>
5. Gaiduk, S.V., Kononov, V.V., Kurenkova, V.V. (2017) Application of integrated calculation-analytic method for multi-criterion optimizing of compositions of casting heat-resistant nickel alloys. *Suchasna Elektrometal*. 126, 1, 44–51. DOI: doi.org/10.15407/sem2017.01.08 [in Ukrainian].
6. Saunders, N., Fahrman, M., Small, C.J. (2000) The application of CALPHAD calculations to Ni-based superalloys. *Superalloys*, 803–811. DOI: 10.7449/2000/Superalloys_2000_803_811.
7. Markl, M., Müller, A., Ritter, N. et al. (2018) Development of single-crystal Ni-Base superalloys based on multi-criteria numerical optimization and efficient use of refractory elements. *Metall. Mater. Trans. A*, 49, 4134–4145. DOI: 10.1007/s11661-018-4759-0
8. Kablov, E.N. (2001) *Cast blades of gas turbine engines (alloys, technology, coatings)*. Moscow, MISiS [in Russian].
9. Petrushin, N.V., Chabina, E.B., Nazarkin, R.M. (2012) Development of heat-resistant intermetallic alloys based on γ' -phase with high melting temperature. Pt 1. *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, 2, 32–38 [in Russian].
10. Petrushin, N.V., Chabina, E.B., Nazarkin, R.M. (2012) Development of heat-resistant intermetallic alloys based on γ' -phase with high melting temperature. Pt 2. *Ibid.*, 3, 20–23 [in Russian].
11. Huang, W., Chang, Y.A. (1999) A thermodynamic description of the Cr–Ni–Re–Al system. *Mater. Sci. and Eng. A*, 259, 110–119.
12. Perrut, M. (2015) Thermodynamic Modeling by the CALPHAD method and its applications to innovative materials. *Aerospace Lab*, 9, 1–11. DOI: 10.12762/2015.AL09.10
13. Saunders, N. (1996) Phase diagram calculations for Ni-based superalloys. *Superalloys*, 101–110.

14. Lukas, H.L., Fries, S.G., Sundman, B. (2007) *Computational thermodynamics: The Calphad method*. Cambridge University Press.
15. <https://www.senteseoftware.co.uk/jmatpro>
16. Saunders, N., Guo, Z., Li, X. et al. (2003) Using JMatPro to model materials properties and behavior. *JOM*, 55(12), 60–65. DOI:10.1007/s11837-003-0013-2
17. Sidorov, A. (2015) JMatPro – program package for modeling of properties of steels and alloys. CAD and graphics. *Sovremennye Tekhnologii - v Promyshlennost*, 3, 2–4 [in Russian].
18. Tapia, A.S. (2006) *Computational Design of Nickel Based Superalloys for Industrial Gas Turbine Components*. University of Florida.
19. Schillé, J.-P., Guo, Z., Saunders, N., Miodownik, A.P. (2011) Modeling phase transformations and material properties critical to processing simulation of steels. *Materials and Manufacturing Processes*, 26(1), 137–143. DOI: 10.1080/10426910903153059
20. Petrushin, N.V., Ospennikova, O.G., Visik, E.M. et al. (2012) Heat-resistant alloys of low density. *Litejnoe Proizvodstvo*, 6 [in Russian]. URL: <https://viam.ru/sites/default/files/sci-pub/2011/2011-205933.pdf>
21. Morozova, G.I. (1992) *Phenomenon of γ' -phase in heat-resistant nickel alloys* [in Russian]. URL: <https://viam.ru/sites/sci-pub/1992-201097.pdf>

MATHEMATICAL MODELING OF MELTING TEMPERATURE RANGE AND PHASE COMPOSITION OF MULTICOMPONENT NICKEL ALLOYS

S.V. Maksymova, V.V. Voronov, P.V. Kovalchuk

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

E-mail: office@paton.kyiv.ua

Modern brazing filler metals for brazing high-temperature nickel alloys are complex alloys, where the components should provide the required level of strength, high-temperature resistance, high-temperature corrosion resistance and other service properties of brazed joints. However, establishing the optimum composition to obtain the desired set of properties is a non-trivial task, requiring considerable investment of time and money. The work is a study of applicability of the method of mathematical modeling of thermodynamic processes (CALPHAD) during development of multicomponent brazing filler metals for brazing high-temperature nickel alloys. During performance of investigations, using CALPHAD computational procedure, melting temperature ranges were determined for a number of alloys of Ni–Cr–Co–Al–(Me)–Ta system. Calculated data were obtained on the influence of adhesion-active elements of group IV and V of the periodic table on liquidus temperature and phase composition of the basic nickel alloy. In particular, their impact on the quantity and thermal stability of γ' -phase and σ -phase was determined. Thermodynamic calculated data, obtained with application of mathematical modeling method, were used during development and investigation of a number of promising brazing filler metals for brazing high-temperature nickel alloys, including single-crystal high-temperature nickel alloy ZhS-32VI. 21 Ref., 8 Fig.

Keywords: brazing filler alloy, brazing, high-temperature nickel alloys, mathematical modeling (CALPHAD), adhesion-active components, titanium, niobium, tantalum, γ' -phase, σ -phase

Надійшла до редакції 7.07.2021

ХІ МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ

Математичне моделювання та інформаційні технології в зварюванні та споріднених процесах

12–16 вересня 2022 р., Одеса, готель «Аркадія»

Голова програмного комітету академік І.В. Кривцун



Національна академія наук України

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України
Міжнародна Асоціація «Зварювання»

Для участі в конференції необхідно заповнити реєстраційну картку і разом з тезами доповіді направити її в Оргкомітет до 19 серпня 2022 р. До початку конференції будуть видані тези доповідей.

Збірники праць десяти попередніх конференцій «Математичне моделювання та інформаційні технології в зварюванні та споріднених процесах» знаходяться у відкритому доступі на сайті: <https://patonpublishinghouse.com/ukr/proceedings/mmw>

Контрольні дати

Надання заявок на участь та тез доповідей

Розсилка другого інформаційного повідомлення та підтвердження участі

Оплата реєстраційного внеску

до 19.08.2022 р.

до 05.09.2022 р.

до 12.09.2022 р.

Оргкомітет

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України
вул. Казимира Малевича 11,
м. Київ, 03150, Україна
тел./факс: (38044) 200-82-77, 205-22-26
E-mail: journal@paton.kiev.ua
<http://pwi-scientists.com/ukr/mmw2022>

ОСНОВНІ ПОЛОЖЕННЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОЇ ТЕХНОЛОГІЇ РЕМОНТУ НАСКРІЗНИХ ТРІЩИН В ДЕТАЛЯХ ВЕЛИКОЇ ТОВЩИНИ

С.М. Козулін¹, І.І. Личко¹, Г.С. Подима²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: s.m.kozulin@gmail.com

²НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, вул. Дашавська, 6/2.

E-mail: meganom8@ukr.net

Викладено результати досліджень, виконаних з метою розробки високопродуктивної технології ремонту наскрізних тріщин в деталях великої товщини на місці їх експлуатації. Мета роботи – дослідження та розробка основних принципів високоефективного технологічного процесу відновлення дефектів типу наскрізних тріщин в деталях великої товщини на місці їх експлуатації методом багатопрохідного електрошлакового зварювання плавким мундштуком. Основні завдання роботи: вибір принципової схеми електрошлакового зварювання, розробка методики розрахунку геометричних параметрів оброблення крайок, що найбільш повно відповідають умовам утворення якісного металу зварного з'єднання в широкому зазорі, розробка базових положень техніки виконання швів, а також створення маршрутної технології ремонту. На підставі результатів виконаних досліджень розроблені алгоритм прийняття рішень і загальні принципи технології ремонту великих деталей унікального обладнання на місці його експлуатації з використанням запропонованого способу. Технологічні рекомендації для ремонту наскрізних тріщин в таких деталях базуються на наступних положеннях, вироблених стосовно особливостей запропонованого способу: область раціональних значень питомої енергії зварювання, що забезпечують бездефектне формування швів, технологічні прийоми, що забезпечують запобігання гарячих тріщин в центральних частинах швів, умови мінімізації зварювальних напружень при зварюванні жорстких з'єднань, умови регулювання хімічного складу шва, що забезпечують зменшення частки участі основного металу у формуванні шва і зниження в ньому рівня вмісту шкідливих домішок, рекомендації по вибору електродних і допоміжних матеріалів та ін. Технологічні рекомендації були успішно апробовані на шести цементних заводах при ремонті наскрізних тріщин в бандажах обертових випалювальних печей. Бібліогр. 15, рис. 5.

Ключові слова: багатопрохідне електрошлакове зварювання, плавкий мундштук, наскрізні тріщини, ремонт, питома погонна енергія, гарячі тріщини, зварювальні напруги, алгоритм прийняття рішень, технологічні рекомендації

Відновлення зношених або зруйнованих деталей машин є природоохоронним та ресурсозберігаючим виробництвом [1]. Головне завдання ремонтного виробництва – ефективне поновлення надійності машин в результаті найбільш оптимального використання залишкової довговічності їх деталей.

У собівартості відремонтованих машин на частку запасних частин припадає близько 70 % [2]. Оскільки собівартість відновлення деталей становить 50...60 % від вартості їх виготовлення, збільшення обсягів відновлення деталей є реальним шляхом зниження витрат на ремонт машин і агрегатів. Скорочення в 5...6 разів числа операцій при відновленні в порівнянні з виготовленням і в 20...30 разів витрати матеріалів дає собівартість відновлення деталей, що становить 40...80 % вартості нових. Виробнича практика показує, що науково обґрунтовані технологія і організація відновлення дефектних деталей дозволяють забезпечити термін служби відновлених деталей, близький до терміну служби нових, рівний йому, а в деяких випадках і перевершує його [1–3].

Ремонтні технології з використанням зварювальних процесів принципово відрізняються від застосовуваних при серійному виробництві зварних конструкцій, головним чином складністю створення універсальних технологічних рекомендацій. Це викликано тим, що дефекти, які підлягають усуненню, як правило, значно відрізняються характером, формою й розмірами, та зумовлює утворення нестандартних великих зварювальних проміжків, а також нетиповою формою оброблення крайок в результаті операції видалення дефектного металу. Тому для кожного випадку ремонту потрібна розробка або уточнення конкретних режимів зварювання, особливо техніки її виконання. Перш ніж запропонувати технологію ремонту, необхідно ретельно проаналізувати причини виходу деталі з ладу, оцінити технологічну характеристику всієї деталі і в першу чергу втомну міцність [1–3].

При виправленні більшості унікальних деталей до специфічних умов виконання ремонтних робіт відносяться: великі поперечні перерізи деталей, широкі проміжки, висока жорсткість зібрання, неможливість демонтажу ремонтної деталі, а та-

Козулін С.М. – <https://orcid.org/0000-0002-8368-4545>, Личко І.І. – <https://orcid.org/0000-0002-4977-7473>,

Подима Г.С. – <https://orcid.org/0000-0002-0825-3235>

С.М. Козулін, І.І. Личко, Г.С. Подима

кож механічної і високотемпературної обробки, підвищений вміст вуглецю і шкідливих домішок в литих сталях типу 35Л та ін. Крім цього, ремонт зруйнованих деталей обладнання, що входить до складу технологічної лінії з безперервним режимом роботи, повинен проводитися оперативно з метою мінімізації збитків підприємства від недовипуску продукції, що також є актуальним завданням. Для цього необхідна максимально можлива структуризація завдань і створення алгоритму прийняття обґрунтованих технологічних рішень [4].

Мета роботи – дослідження та розробка основних принципів високоефективного технологічного процесу відновлення дефектів типу наскрізних тріщин в деталях великої товщини на місці їх експлуатації методом багатопрхідного електрошлакового зварювання плавким мундштуком (БЕШЗ ПМ).

Основні завдання роботи: вибір принципової схеми ЕШЗ, розробка методики розрахунку геометричних параметрів оброблення крайок, що найбільш повно відповідає умовам утворення якісного металу зварного з'єднання в широкому проміжку, розробка базових положень техніки виконання швів, а також створення маршрутної технології ремонту.

Відомі методи ремонту наскрізних тріщин в деталях великої товщини на місці їх експлуатації з використанням способів зварювання відрізняються низькою продуктивністю, важкими умовами праці виконавців і не завжди гарантують задовільну якість зварних з'єднань [5, 6].

Аналіз технічного рівня існуючих методів ремонту [6, 7] показав, що відновлювати великі деталі з дефектами типу наскрізних тріщин раціонально технічно і економічно способом з'єднання металу великої товщини БЕШЗ ПМ (рис. 1) [8].

На підставі результатів виконаних досліджень розроблені алгоритм прийняття рішень (рис. 2) і загальні принципи технології ремонту великих деталей унікального обладнання на місці його експлуатації з використанням запропонованого способу БЕШЗ ПМ.

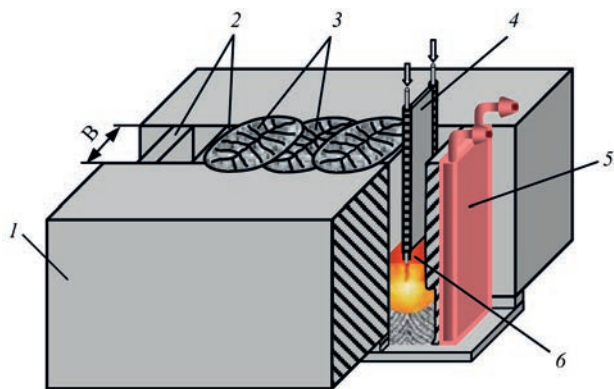


Рис. 1. Схема способу БЕШЗ ПМ масивних виробів з великим перетином з'єднувальних елементів: 1 – зварювана деталь; 2 – формуючі перегородки; 3 – зварні шви; 4 – плавкий мундштук; 5 – охолоджуваний водою формуючий пристрій; 6 – шлакова ванна; В – зварювальний проміжок

Технологічні рекомендації для ремонту наскрізних тріщин в таких деталях на місці їх експлуатації базуються на наступних положеннях, вироблених стосовно особливостей запропонованого способу. Основними з них є:

- методика розрахунку геометричних параметрів комірок і формуючих вставок в залежності від ширини проміжку (60...120 мм), що утворився після видалення металу в районі тріщини, і товщини ремонтної деталі [9];

- область раціональних значень питомої енергії зварювання, що забезпечують бездефектне формування швів [10];

- технологічні прийоми, що забезпечують запобігання гарячим тріщинам в центральних частинах швів [11];

- умови мінімізації зварювальних напружень при зварюванні жорстких з'єднань [12];

- умови регулювання хімічного складу шва, що забезпечують зменшення частки участі основного металу в утворенні шва і зниження в ньому рівня вмісту шкідливих домішок [10];

- рекомендації по вибору електродних і допоміжних матеріалів та ін.

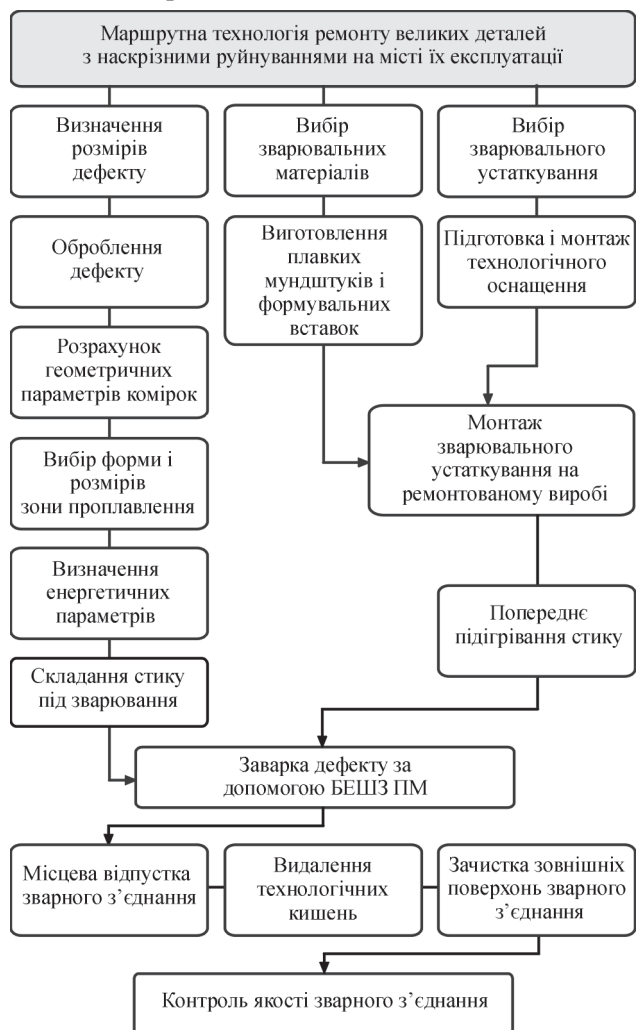


Рис. 2. Алгоритм прийняття рішень при ремонті наскрізних тріщин у великих сталевих деталях агрегатів на місці їх експлуатації

Для успішної реалізації технології ремонту наскрізних тріщин на місці експлуатації дефектних деталей з використанням запропонованого способу БЕШЗ ПМ необхідно здійснити наступні операції:

- візуальним оглядом і за допомогою портативного приладу ультразвукової дефектоскопії, наприклад, УД2-12, визначити розміри області залягання наскрізної тріщини;

- видалити дефектну ділянку з тріщиною, виконавши два наскрізних паралельних розрізи виробу за допомогою газокисневого різання або кисневого спису (рис. 3, а). Відстань між площинами різку вибирають такою, щоб охопити всю область залягання і відгалуження тріщини;

- вимірявши величину утвореного проміжку B (рис. 3, б), вибрати потрібну ширину зварюваних комірок S_k з області їх технологічних співвідношень [9]. Визначити товщину формуючих вставок S_n з виразу $S_n = 0,04 B + 34$, де B – зварювальний проміжок, мм;

- визначити необхідну кількість комірок для заварки утвореного розкриття з виразу

$$n = \frac{S - S_k}{S_k + S_n} + 1,$$

де S – товщина зварюваного стику (зруйнованої деталі), мм; S_k – ширина комірки, мм; S_n – товщина вставки, мм;

- визначити відстань між осями зварюваних комірок (крок) t (рис. 4, а) з виразу [9]:

$$t = 2k \sqrt{\left[1 - \frac{B^2}{B^2 + 4h(B+h)}\right] \left(\frac{S_k}{2} + 0,577h + 13\right)^2}. \quad (2)$$

де $k = 0,85 \dots 0,95$; B – зазор; h – глибина провару основного металу.

- встановити вхідну і вихідну технологічні кишені;

- провести розмітку стику під місця кріплення вставок 4 (рис. 4, а), які формують зібрання для виконання першого (центрального) проходу. До зовнішніх поверхонь вставок встановити водоохолоджувачі пристрої 3;

- вибрати необхідну глибину провару основного металу і відповідно до запропонованої методики [10] визначити величину питомої погонної енергії процесу та очікувані розміри швів в поперечному перерізі;

- виготовити плавкі мундштуки 5 (рис. 4, а) і змонтувати над стиком зварювальні апарати типу АШП113М [13];

- час заварки тріщини при послідовному виконанні проходів за допомогою одного зварювального апарату розрахувати з виразу:

$$t_{зв} = \frac{H}{V_{зв}} n + (n-1)t_n, \quad (3)$$

де H – висота стику (довжина шва), мм; $V_{зв}$ – швидкість зварювання, м/год; n – кількість комірок для заварки розкриття; t_n – час паузи між закінченням заварки попередньої і початком заварки подальшої комірки, год (залежно від рівня механізації складально-налагоджувальних робіт цей час становить $t_n = 0,25 \dots 0,4$ год).

- машинний час зварювання стику БЕШЗ ПМ з використанням одночасно двох зварювальних апаратів визначити за формулою

$$t_{зв2} = \frac{H}{V_{зв}} \left(\frac{n-1}{2} + 1 \right) + \left(\frac{n-1}{2} \right) t_n. \quad (4)$$

- провести попередній підігрів металу збірки першого проходу до температури $150 \dots 200^\circ \text{C}$ і виконати заварку центральної комірки 6 (рис. 4, а);

- після заварки центральної комірки попарно виконати інші проходи в напрямку від середини стику (центрального шва) до його країв (рис. 4, б);

- по завершенні зварювання всього стику видалити технологічні кишені, демонтувати зварювальне обладнання, на зварене з'єднання встановити переносну електропіч і зробити місцевий високий відпуск в режимі (для сталі типу 35Л): температура $620 \dots 650^\circ \text{C}$ з витримкою $6 \dots 8$ год і охолодженням разом з піччю до температури $30 \dots 80^\circ \text{C}$;

- провести зачистку зовнішніх поверхонь зварного з'єднання за допомогою ручного шліфувального інструмента;

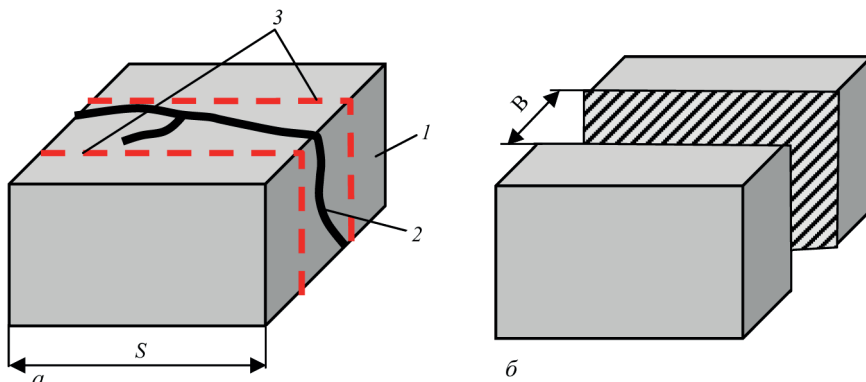


Рис. 3. Схема розмітки (а) і видалення дефектного металу в районі наскрізної тріщини (б): 1 – деталь, що підлягає ремонту; 2 – наскрізна тріщина; 3 – площина розрізу; B – зварювальний проміжок

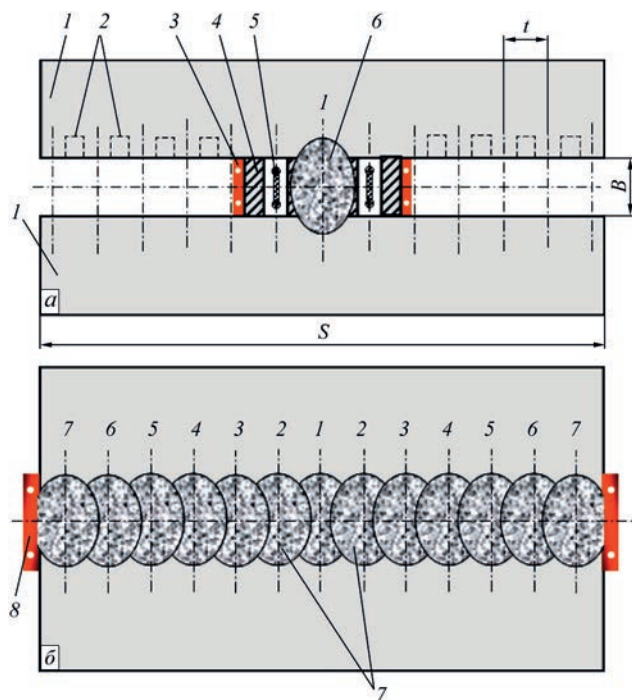


Рис. 4. Схема розмітки стику, заварки центральної комірки (а) і виконання суміжних проходів БЕШЗ ПМ (б): 1 – зварювані частини дефектної деталі; 2 – місця установки формуючих вставок; 3, 8 – водоохолоджувальний пристрій; 4 – вставка; 5 – плавкий мундштук; 6 – центральний шов; 7 – суміжні шви; S – товщина деталі (довжина наскрізної тріщини); B – проміжок; t – крок комірок

– здійснити контроль якості зварного з'єднання за допомогою переносного приладу ультразвукової дефектоскопії.

У кожному конкретному випадку проведення ремонту необхідна кількість проходів, розміри швів і час заварки стику будуть визначатися в залежності від розмірів поперечного перерізу ремонтної деталі і ступеня розгалуження наскрізної тріщини [14, 15]. Час, що витрачається на заварку тріщини, залежить від її протяжності, величини розгалуження, зварювального проміжку, кількості проходів для заповнення розкриття крайок, а також кроку між центрами отворів, утворених формуючими вставками.

Кількість отворів в розкритті збільшується зі зменшенням заданої ширини отворів і формуючих вставок. На рис. 5 показана зміна необхідної кількості формуючих отворів в залежності від їх ширини, розрахована для заварки тріщин в деталях товщиною 900 і 1200 мм. Тут же наведені графіки зміни часу заварки стику при БЕШЗ ПМ послідовно по одному отвору, а також при заварці розкриття по два отвори одночасно відповідно.

З рис. 5 випливає, що з точки зору збереження оптимальної продуктивності ремонтних робіт:

а) ширина комірок розкриття крайок повинна складати 40...45 мм;

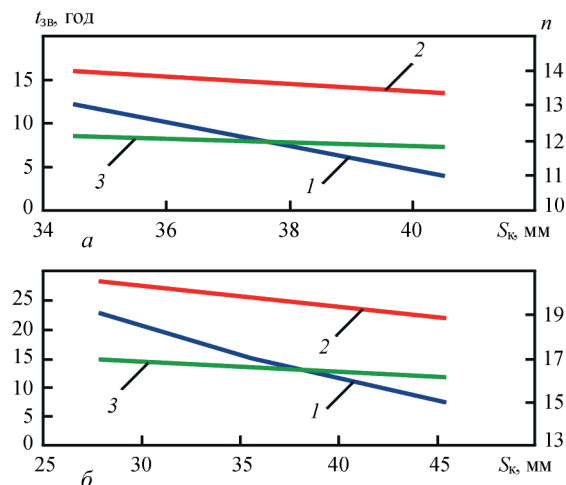


Рис. 5. Зміна кількості зварюваних комірок в розкритті n і часу заварки розкриття $t_{зв}$ в залежності від ширини комірок S_k : а – зварюваний перетин – 900×355 мм; б – 1200×475 мм; 1 – кількість комірок; 2 – зварювання послідовно по одній комірці; 3 – зварювання одночасно по дві комірки

б) при заварці розкриття по дві комірки одночасно, загальний час зварювання стику зменшується майже в два рази.

Наприклад, для БЕШЗ ПМ стику перетином 1000 (товщина) × 420 (довжина) мм з проміжком 70 мм ширина зварюваних комірок розкриття становитиме 43 мм, а формуючих вставок – 37 мм. Для заварки такого розкриття буде потрібно виконати 13 проходів, отримуючи шви еліптичної форми розміром 105×130 мм (товщина і ширина шва відповідно). Машинний час зварювання стику за допомогою одного апарата складе 22...23 год, а одночасно двома апаратами 12...13 год.

Технологічні рекомендації були успішно апробовані на шести цементних заводах при ремонті наскрізних тріщин в бандажах обертових випалювальних печей [10, 14, 15]. Поперечні перерізи відновлених (відремонтованих) бандажів: 900×355; 900×420; 900×475 і 1200×475 (мм).

Висновки

1. На основі виконаних досліджень розроблені принципи технології і техніки ремонту наскрізних тріщин в деталях великої товщини на місці експлуатації великогабаритного устаткування способом БЕШЗ ПМ, алгоритм прийняття рішень, спеціальне технологічне оснащення і пристосування.

2. Застосування розробленої технології дозволило скоротити загальний час відновлювальних робіт в 1,5...3,0 рази в порівнянні з дводуговим автоматичним зварюванням під флюсом. У порівнянні з електродуговими способами зварювання використання БЕШЗ ПМ для ремонту наскрізних тріщин виключає утворення дефектів у вигляді непроварів, гарячих тріщин, пор, шлакових включень та ін., що підтверджено високими експлуатаційними властивостями відновлених деталей.

Список літератури/References

1. Пантелеенко Ф.И., Лялякин В.П., Иванов В.П., Константинов В.М. (2003) *Восстановление деталей машин: Справочник*. Иванов В.П. (ред.). Москва, Машиностроение.
2. Panteleenko, F.I., Lylyakin, V.P., Ivanov, V.P., Konstantinov, V.M. (2003) *Restoration of machine parts: Refer. book*. Ed. by V.P. Ivanov. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
3. Щербakov Ю.В., Кашфуллин А.М. (2018) *Современные способы восстановления и упрочнения деталей: учебное пособие*. Пермь, ИПЦ «Прокрость».
4. Shcherbakov, Yu.V., Kashfullin, A.M. (2018) *Current methods of restoration and strengthening of parts: Tutorial*. Perm, Prokrost [in Russian].
5. Ельцов В.В. (2012) *Ремонтная сварка и наплавка деталей машин и механизмов: учеб. пособие по дисциплинам «Ремонтная сварка и наплавка деталей машин и механизмов» и «Основы восстановления деталей и ремонт автомобилей»*. Тольятти, Изд-во ТГУ.
6. Eltsov, V.V. (2012) *Repair welding and surfacing of machine parts and mechanisms: Tutorial*. Tolyatti, Izd-vo TGU [in Russian].
7. Гарф М.Г. (1979) *Принятие решений при многих критериях*. Москва, Знание.
8. Garf, M.G. (1979) *Taking decisions at multiple criteria*. Moscow, Znanie [in Russian].
9. Dennis, D., Harwig, P., Fallara, V. et al. (1999) A Narrow-groove process proves robust in a massive repair. The narrow – groove submerged arc welding process is used to repair a kiln tire. *Welding J.*, **1**, 45–48.
10. Kozulin, S.M., Lychko, I.I., Kozulin, M.G. (2007) Methods of reconditioning rotary kilns (Review) *The Paton Welding J.*, **10**, 33–39.
11. Суцук-Слюсаренко И.И., Лычко И.И., Козулин М.Г., Семенов В.М. (1989) *Электрошлаковая сварка и наплавка в ремонтных работах*. Киев, Наукова думка.
12. Sushchuk-Slyusarenko, I.I., Lychko, I.I., Kozulin, M.G., Semenov, V.M. (1989) *Electroslag welding and surfacing in repair works*. Kiev: Naukova Dumka [in Russian].
13. Yushchenko, K.A., Kozulin, S.M., Lychko, I.I., Kozulin, M.G. (2014) Joining of thick metal by multipass electroslag welding. *The Paton Welding J.*, **9**, 30–33.
14. Kozulin, S.M. (2011) Selection of the groove shape for repair of through cracks by multilayer electroslag welding. *Ibid*, **3**, 32–35.
15. Козулін С.М. (2014) *Багатопрохідне електрошлакове зварювання плавким мундштуком у ремонті унікального обладнання: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.03.06 «Зварювання, споріднені процеси і технології»*. Київ.
16. Kozulin, S.M. (2011) *Multipass electroslag welding with consumable nozzle at repair of unique equipment*. In: *Syn. of Thesis for Cand. of Tech. Sci. Degree*. Kyiv [in Ukrainian].
17. Kozulin, S.M., Lychko, I.I., Kozulin, M.G. (2010) Increase of resistance of welds to formation of crystalline cracks in repair of bands of kiln furnaces using electroslag welding. *The Paton Welding J.*, **1**, 32–34.
18. Kozulin, S.M., Lychko, I.I. (2011) Deformations of welded joints in multilayer electroslag welding. *Ibid*, **1**, 22–27.
19. Paton, B.E., Yushchenko, K.A., Kozulin, S.M., Lychko, I.I. (2019) Electroslag welding process. Analysis of the state and tendencies of development (Review). *Ibid*, **10**, 33–40.
20. Технология ремонта крупногабаритных толстолистовых конструкций сваркой. *Мат. Всерос. науч.-техн. конф. с международным участием «Современные проблемы повышения эффективности сварочного производства», 15–17 ноября 2006 г., Тольятти*, ТГУ, Т.1, сс. 119–124.
21. (2006) Welding technology of repair of large-sized thick-wall structures. In: *Proc. of Sci.-Tech. Int. Conf. on Modern Problems of Improvement of Welding Production Effectiveness (15–17 November 2006, Tolyatti)*. TGU, Vol. 1, 119–124.
22. Особенности технологии ремонта дефектов крупных деталей агрегатов машиностроения на месте их эксплуатации электрошлаковой сваркой. *Мат. III науч.-техн. конф. «Сварочное производство в машиностроении: перспективы развития», ДГМА, 2–5 октября 2012 г.* Макаренко Н.А. (ред.). Краматорск, ДГМА, сс. 25–26.
23. (2012) Peculiarities of repair technology of large part defects of mechanical engineering units in their operation site by electroslag welding. In: *Proc. of 3rd Sci.-Tech. Conf. on Welding Production in Mechanical Engineering: Prospects of Development (DGMA, 2–5 October 2012)*. Ed. by N.A. Makarenko. Kramatorsk, DGMA, 25–26 [in Russian].

ELECTROSLAG TECHNOLOGIES FOR REPAIR OF THROUGH-THICKNESS CRACKS IN THICK PARTS

S.M. Kozulin¹, I.I. Lychko¹, H.S. Podyma²¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: s.m.kozulin@gmail.com

²NTUU «Igor Sikorskiy Kyiv Polytechnic Institute». 6/2 Dashavska Str., 03056, Kyiv, E-mail: meganom8@ukr.net

Results of investigations are presented, which were performed in order to develop a highly-productive technology for repair of through-thickness cracks in thick parts in their operation site. The objective of the work is to study and establish the main principles of a high-efficient technology of repairing defects of the type of through-thickness cracks in thick parts in their operation site by the method of consumable nozzle multipass electroslag welding. The main tasks of the study were selection of principal diagram of electroslag welding, development of a procedure for calculation of geometrical parameters of edge preparation, that the most fully meet the conditions for formation of sound metal of the welded joint in a wide gap, development of basic principles of the technique of making the welds, and creation of routing technology of repair. Performed studies were the base for development of decision taking algorithms and general principles of the technology for repair of large-sized parts of unique equipment in its operation site, using the proposed method. Technological recommendations for repair of through-thickness cracks in such parts are based on the following postulates, formulated proceeding from the features of the proposed method: domain of rational values of welding specific energy, ensuring sound weld formation, techniques allowing hot crack prevention in the weld central parts, conditions of minimizing the welding stresses when welding rigid joints, conditions of controlling the weld chemical composition that provide reduction of the fraction of base metal participation in weld formation, and lowering of harmful impurity level in it, and recommendations on selection of electrode and accessory materials, etc. Technological recommendations were successfully tried out in six cement works at repair of through-thickness cracks in the rotary kiln bands. 15 Ref., 5 Fig.

Keywords: multipass electroslag welding, consumable nozzle, through-thickness cracks, repair, specific heat input, hot cracks, welding voltages, decision taking algorithm, technology recommendations

Надійшла до редакції

28.07.2021

ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ РОБОТИ ОБЛАДНАННЯ ЕНЕРГЕТИЧНОГО КОМПЛЕКСУ ШЛЯХОМ ЕЛЕКТРОДУГОВОГО НАПИЛЕННЯ

А.В. Грузевич¹, В.В. Швець²

¹Трипільська ТЕС ПАТ «Центренерго». 08720, м. Українка, вул. Промислова, 1
Інститут магнетизму НАН України та МОН України. 03142, м. Київ, бул. Академіка Вернадського, 36 б.
E-mail: Gruzevich@bigmir.net

²ТОВ «РЕЗОН». 49057, м. Дніпро, вул. Геофізична, 1. E-mail: 230608us@gmail.com

Метою роботи є дослідження ефективності застосування напилення для підвищення надійності роботи енергетичного обладнання ТЕС. Техніко-економічне обґрунтування показало, що впровадження технології напилення дозволяє скоротити збитки в разі аварійних відключень ТЕС в 1,5...3,0 рази на рік, а можливе збільшення ресурсу служби поверхонь збільшується в 1,7...2,5 рази. Оскільки основним видом зносу на водяному економайзері котлів ТЕС є золотий знос, а між планками дистанціювання – корозія, то запропоновано комплексне вирішення проблеми продовження експлуатаційного ресурсу екранних труб котлів та труб економайзерів за рахунок розробки нових жаростійких і зносостійких газотермічних покриттів. Бібліогр. 24, табл. 7, рис. 14.

Ключові слова: напилення, зварювання, ТЕС, золотий знос, корозія, електродугове покриття

Значна кількість відмов у роботі енергетичного обладнання теплових електростанцій (ТЕС) зумовлена ушкодженнями котельного обладнання, особливо поверхонь нагріву. Фактори, що призводять до порушення їх роботи, умовно можна розділити на експлуатаційні та ушкодження, не пов'язані з експлуатацією. До першої групи належать золотий знос (типово для труб водяного економайзера (ВЕ)), електрохімічна і високотемпературна корозія (труби радіаційної та конвективної частини котла), перегрів металу і т. д. Не пов'язані з експлуатацією пошкодження поверхонь нагріву ТЕС найчастіше викликані металургійними і технологічними дефектами металу труб, неякісним виготовленням тощо [1]. З досвіду, пошкодження не на всіх поверхнях нагріву котла призводять до раптової зупинки енергоблока. В цьому відношенні пошкодження труб ВЕ у всіх випадках викликають

відмову обладнання. Головною причиною подібних відмов є золотий знос. Кількість відмов, викликаних золотим зносом котельних труб, за даними [2, 3] на окремих енергоблоках сягає 60 %. Механізм ерозійного зносу труб ВЕ, який, відповідно до загальноприйнятої теорії, викликаний впливом частинок летючої золи, що мають високу твердість та абразивність, досить вивчений [4, 5]. Однак вибір ефективного методу захисту від зносу донині є складним завданням. Оскільки основним видом зносу трубних елементів енергетичного обладнання ТЕС є золотий знос і корозія, то для підвищення їхньої надійності, терміну служби і працездатності запропоновано використовувати електродугове напилення як метод газотермічної модифікації поверхонь нагріву (рис. 1).

Найбільш уразливими ділянками ВЕ є перші й другі по ходу газів згини калачів у розтині до пер-



Рис. 1. Електродугове напилення

© А.В. Грузевич, В.В. Швець, 2021

ших дистанціюючих стійок, внутрішні й зовнішні згини калачів, крайні змійовики з тильного боку конвективної шахти по всій ширині. Традиційно, для індивідуального захисту змійовиків використовуються манжети сегментної форми (рис. 2) [6], що встановлюються на лобову частину труб по ходу газів. Накладки (рис. 3) встановлюються і в інших зонах, схильних до інтенсивного золотого зносу.

У зв'язку зі значним зносом технологічного обладнання нині дуже гостро стоїть питання його ефективного ремонту, що забезпечує відновлення працездатності, підвищення надійності, продовження термінів експлуатації при зниженні витрат на ремонтно-відновлювальні роботи [7]. Один зі шляхів підвищення надійності роботи енергетичного устаткування електростанцій [8, 9] є його захист від золотого і корозійного зносу напильником. Інтенсивне зношування теплообмінних поверхонь котлів ТЕС, зокрема, екранних труб і труб економайзерів, зумовлене використанням в якості палива вугільного пилу з великою частиною твердих негорючих домішок [10–12]. Аналіз пошкоджень за класифікаційними ознаками [13] показує, що основною причиною пошкодження котельних труб є корозійно-ерозійний знос. За даними [14], на окремих блоках його частка сягала 60 %. Особливо часто страждають від ерозії змійовики ВЕ. Абразивні частинки золи, що захоплюються димовими газами з великою швидкістю, вдаряють в поверхню труб і викликають золотий знос (рис. 4).

На поверхні екранних труб зі сталі 12Х1МФ за температур, підвищених до 585 °С, утворюються

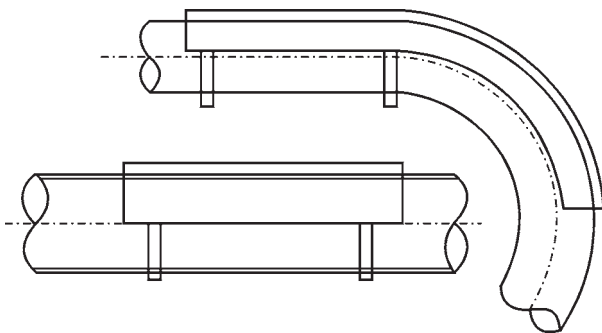


Рис. 2. Індивідуальні манжети для захисту згинів і прямих ділянок труб

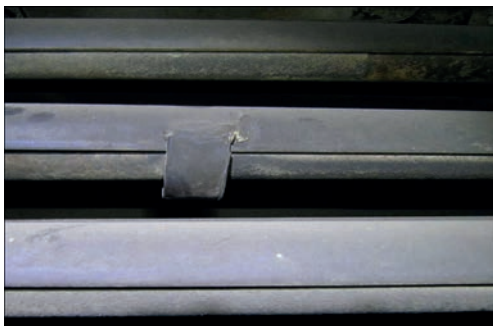


Рис. 3. Труби ВЕ з накладками золозахисту



Рис. 4. Характер пошкодження труби діаметром 32×6 мм ВЕ в результаті дії золотого зносу

плівки оксидів заліза, які мають слабе зчеплення з поверхнею сталі й легко зношуються абразивними частинками. Зношування зовнішньої поверхні труб відбувається нерівномірно по великій площі, локалізується в певних місцях. При досягненні критичної товщини стінки труби відбувається її розрив, який призводить до зупинки енергоблока. Теплове навантаження на зовнішню стінку труби також підвищується через відкладення солей на внутрішніх поверхнях екранних труб, які, крім того, відчувають корозійно-ерозійні пошкодження, тому розробка нових ефективних методів підвищення надійності роботи енергетичного обладнання ТЕС є актуальним напрямом. Пошкодження трубних елементів поверхонь нагріву енергетичного обладнання ТЕС мають характер механізмів повзучості з проявом втоми, протікання процесів ерозії і газової корозії (окислення) через екстремально високі умови експлуатації, пов'язані з високими значеннями температури, присутніми циклічними навантаженнями й агресивністю робочого середовища, а також через абразивну дію продуктів згоряння вугільного палива [11, 12]. Оскільки основним видом зносу на водяному економайзері котлів ТЕС є золотий знос, а між планками дистанціювання – корозія, то в роботах [12, 15] запропоновано комплексне вирішення проблеми продовження експлуатаційного ресурсу екранних труб котлів та труб економайзерів за рахунок розробки нових жаростійких і зносостійких газотермічних покриттів [16, 17]. В результаті, у структурі таких покриттів, при експлуатації труб котлів та труб економайзерів, будуть протікати дисперсійні процеси зміцнення за рахунок виділення дрібнодисперсних фаз карбідів, нітридів та інтерметалідів, які істотно підвищують їхні експлуатаційні властивості при роботі [18]. Метою статті є дослідження застосування електродугового напильника, виконаного ТОВ «РЕЗОН» (металізації) для підвищення надійності роботи енергетичного обладнання ТЕС.

Матеріали та методи. Одним з перспективних методів підвищення надійності роботи енергетичного обладнання є електродугове напильнення. Фізико-механічним інститутом ім. В. Карпен-

ка НАН України спільно з ТОВ «РЕЗОН» розроблено технологію захисту нагрівальних елементів теплових електростанцій від золотого зносу і газової корозії [19, 20], яка передбачає нанесення економнолегованих електродугових покриттів з порошкового дроту на поверхню екранних труб і труб економайзерів теплових електростанцій з метою їх ефективного захисту від золотого зносу і газової корозії при температурах експлуатації до 600 °С. Ця технологія дозволяє підвищити довговічність захищених труб. Застосування металізації дозволить:

- надати корозійно-ерозійної стійкості ділянкам труб при підвищених температурах;
- не збільшувати сумарну вагу поверхонь нагріву;
- не ускладнювати доступ до окремих пакетів змійовиків;
- не ускладнювати візуальне спостереження за зовнішньою поверхнею труб і в місцях розташування планок дистанціювання;
- знизити трудомісткість пропонованих заходів за рахунок усунення операцій з виготовлення гільз, збирання зварних з'єднань під манжети.

Отже, застосування металізації є найбільш вигідним методом захисту труб поверхонь нагріву. Жаростійкість металу системи легування Fe–Cr–B–Al забезпечується формуванням на його поверхні оксидної плівки Al_2O_3 , яка характеризується високою хімічною і термічною стабільністю. При підвищених температурах дифузія кисню та азоту в перехідні шари призводить до утворення оксидів заліза Fe_2O_3 і нітридів алюмінію AlN , що знижує жаростійкість покриття. З метою пом'якшення негативного впливу зазначених оксидів в систему покриття введений кремній, який сприяє утворенню дифузійного шару SiO_2 , що перешкоджає окисленню подокалінного шару. Зносостійкість покриття забезпечується вмістом у складі покриття дрібнодисперсних залізохромних карбідів $(Fe, Cr)_7C_3$, шпинелів $(Fe, Cr)_2O_3$. Для відновлення зношених і захисту нових найбільш вразливих ділянок труб БЕ (рис. 5) котла ТПП-210А у виробничих умовах енергетичного підприємства України випробувана технологія електродугової металізації.

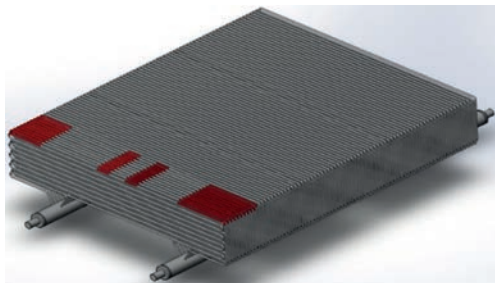


Рис. 5. Ділянки інтенсивного золотого зносу труб БЕ: прямі ділянки і згини

До технологічних етапів газотермічного напилення входили наступні операції:

- попередня підготовка поверхні основного металу;
- напилення;
- зовнішній огляд і контроль якості геотермального теплового насоса.

Для забезпечення якісного напиленого шару згідно з рекомендаціями [10] контролювалися наступні параметри:

- стан поверхні труби;
- дистанція нанесення матеріалу;
- кут нахилу наконечника пальника до напилюваної поверхні трубного елемента;
- температура поверхні основного металу в процесі напилення;
- рівномірність товщини покриття;
- швидкість подання напилюваного матеріалу.

Електродугове напилення в струмені стисненого повітря поверхонь нагріву здійснювалося на двох теплових електростанціях у 2013 р. Змійовики БЕ, що колись були в експлуатації на блоці № 2 Трипільської ТЕС (ТпТЕС) після двох років роботи були демонтовані і піддані напилюванню методом металізації. Перед напиленням для визначення механічних і металографічних властивостей металу змійовиків, що були в експлуатації, з труб вирізані контрольні зразки. Результати механічних випробувань на визначення межі міцності було відображено в табл. 1.

При проведенні металографічного аналізу дослідження проводилися по всьому периметру труби зі збільшенням $\times 100$ та $\times 500$. Феритно-перлітна структура металу по всьому перетину досліджуваного зразка однакова. Результати наведено в табл. 2.

Під час проведення механічних та металографічних випробувань зразків труб відхилень від нормативних вимог [21] не виявлено, після чого прийнято рішення про нанесення захисного покриття методом металізації. Роботи з нанесення покриття проводилися на ремонтному майданчику ТпТЕС і Зміївської ТЕС за розробленою ме-

Таблиця 1. Механічні характеристики труб до металізації

σ_b , МПа	δ , %	ψ , %
503	28,8	60
За вимогами ТУ 14-3-460:2009/ТУ У 27.2-05757883-207:2009 «Труби сталеві безшовні для парових котлів і трубопроводів»		
420...560	24	45

Таблиця 2. Структурні характеристики труб до металізації

Зразок	Бал відманшеттової структури за шкалою ТУ 14-3-460	Бал смугастості за шкалою ТУ 14-3-460	Бал графітизації згідно з СОУ-Н ЕЕ 20.321:2009
Вирізка з БЕ	0	0	1 (графітизації не виявлено)

тодікою [22]. Для виконання робіт з нанесення захисного покриття на труби поверхонь нагріву застосовували комплект обладнання, до складу якого входили: апарат для піщаноструйної обробки, електродуговий металізатор, фільтр-осушувач, касети з порошковим дротом, шафа електрична, джерело живлення. У процесі напилення проводився операційний контроль, при якому підлягали перевірці якості підготовки поверхонь нагріву до напилення, режим напилення, порядок нанесення шарів напиленого металу, зернистість і колір покриття. Напилення велося без використання підкладки. Труби після металізації не підлягали термообробці.

Після проведення напилення захисного шару змійовики було встановлено на паровий котел надкритичного тиску ТПП-210 А блок станційний №1 корпус А. В якості палива за проектом для котла ТПП-210 А використовується вугілля марки АШ. При роботі котла на вугіллі марки АШ температура газів в районі розташування змійовиків коливалася в межах 700...900 °С, а склад топкових газів при цьому був приблизно таким: CO – 50...70 мг/м³; O_2 – 5 %; SO_2 – 2863 мг/м³; NO_x – 1187 мг/м³. Хімічний склад золи вугілля АШ з циклонних золоуловлювачів (%): SiO_2 = 51,4, CaO = 3,8, MgO = 1,6, Fe_2O_3 = 15,3, Al_2O_3 = 22,4, K_2O = 3,3, Na_2O = 1,5. На Вуглегірській ТЕС (Вг.ТЕС) напиленню були піддані дві поверхні нагрівання: котел харчоварильний паровий (КХП) н.д. (Ст.12Х1МФ) між планками дистанціювання і згини біля стінок парового котла надкритичного тиску ТПП-312 А блок станційний № 4. Так само напиленню підлягав ВЕ (сталь 20 (ст.)) парового котла надкритичного тиску ТПП-312 А

блок станційний № 2. В якості палива за проектом для котла ТПП-312 А використовується вугілля марки Г. Встановлено, що на Тп.ТЕС і Вг.ТЕС основним видом зносу на ВЕ був золотий, а між планками дистанціювання – корозія, тому напилення на поверхнях нагріву вироблялося одним і тим самим матеріалом. Склад напиленого шару наведено в табл. 3. На Трипільській ТЕС склад контролювали рентгенофлуоресцентним спектрометром NITON XL2.

Електродугове напилення проводилося у 2013 р. на найбільш абразивно-зношених ділянках змійовиків ВЕ котлів ТПП-210 А та ТПП-312 А, корозійнопошкоджених ділянках труб змійовиків КХП н/д в планках дистанціювання котла ТПП-312 А. Фото напилених змійовиків наведені на рис. 6.

Після напилення і під час експлуатації проводилися вирізки з труб поверхонь нагріву, мікроструктура яких для надійної експлуатації повинна відповідати вимогам [21]. На Вуглегірській ТЕС після металізації для проведення металографічного дослідження з напиленої труби КХП н.д. було вирізано 2 контрольних зразка: один – безпосередньо зі згину (з напиленням на поверхні), а другий (контрольний) – на відстані 150 мм від напиленої зони. Шліфи виготовлялися шляхом послідовного шліфування і полірування. Травлення шліфів вироблялося в 4%-му розчині азотної кислоти в етиловому спирті. Для металографічного аналізу використовувався мікроскоп МІМ-8М, при збільшеннях $\times 100$ та $\times 500$ раз. Структура контрольного зразка – феритно-перлітна. Стилоскопіювання вироблялося на стаціонарному стилоскопі СЛ-13. Зовнішньому огляду піддавалися напилені труби і згини. Механічні випробування проводилися на

Таблиця 3. Склад напиленого шару

Номер зразка	Вміст легуючих елементів, %								
	Fe	Cr	Al	Si	Ni	Cu	Ti	Zn	Mo
1	76,04	11,76	5,41	5,36	0,17	0,08	0,14	0,13	0,05
2	77,39	11,27	5,58	4,66	0,15	0,09	0,11	0,1	0,09
3	75,13	11,33	5,52	5,67	0,19	0,09	-	0,04	-
4	76,95	12,37	6,04	3,5	0,18	0,11	0,11	0,06	0,04



Рис. 6. Зовнішній вигляд напилених змійовиків



Рис. 7. Зовнішній вигляд згину труби та її поверхні після напилення

сплющування і на визначення механічних властивостей. На Трипільській ТЕС після проведення металізації змійовиків ВЕ діаметром 32×6 мм Ст.20 вирізалися котушки (виробничі зразки), далі з них вирізалися зразки, які випробовувалися на сплющування. Відшаровування шару покриття відбувається після сходження внутрішніх сторін до $H_{\text{вн}} = 15$ мм. Сходження сторін виконувалося до $H_{\text{вн}} = 10$ мм. Напилений шар піддавався вимірюванню твердості на ультразвуковому твердомірі ТКМ-459.

На Трипільській ТЕС досліджені два варіанти зварювання труб зі сталі 20 після металізації. Перший – електродугове зварювання труб після металізації електродами ЦУ-5 – 2,5 мм з трубами, що не пройшли металізацію. Другий – зварювання електродами ЦУ-5 при стикуванні труб, які пройшли металізацію між собою. Зварювання виконувалося відповідно до [23]. Перед зварюванням кромки труб обробляли під кутом 40...45° з очищенням в районі торців. Діаметр стрижня електродів ЦУ-5 – 2,5 мм. За зовнішнім виглядом зварні шви в задовільному стані. Розтріскувань, пор, раковин, підрізів та інших зовнішніх дефектів не спостерігалось. Поверхневий шар труб з металізацією в районі зварного з'єднання зачищають для проведення контролю неруйнівними методами. Ультразвуковим контролем внутрішніх дефектів в стикових швах не виявлено. Мікроструктура металу в біляшовній зоні і в районі швів в обох випадках задовільна. При проведенні рентгенофлуорисцентного аналізу зварних з'єднань виявлено незначне підвищення вмісту хрому. Підвищений вміст кремнію у зварно-

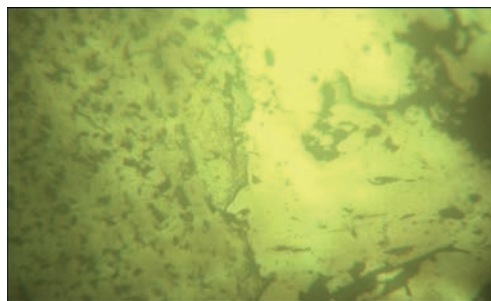


Рис. 8. Мікроструктура (×500) металу зразка з напилим шаром у з'єднанні очевидно пов'язаний з недостатньою якістю підготовки поверхні. Під час проведення механічних випробувань зварного шва руйнування зразка відбувається по основному металу, що свідчить про задовільні механічні властивості шва. Мікроструктура металу в біляшовній і зоні швів в обох випадках у межах норми.

Результати та обговорення. Зовнішній огляд труб і згинів показав, що напилений шар має грубу шорстку поверхню, що має металевий блиск. При детальному розгляді напилені поверхні на ній розрізняються відокремлені великі кристали, які і надають їй значної шорсткості. Напилення має рівномірний і суцільний розподіл по зовнішній поверхні згинів. У результаті виконаного напилення труб і згинів на Трипільській ТЕС було зроблено фотографії їх макроструктури (рис. 7), а також мікроструктури труби після напилення (рис. 8). Структура після металізації не зазнала змін і відповідала нормативним вимогам.

За допомогою якісного спектрального аналізу встановлено, що напилений захисний шар труби

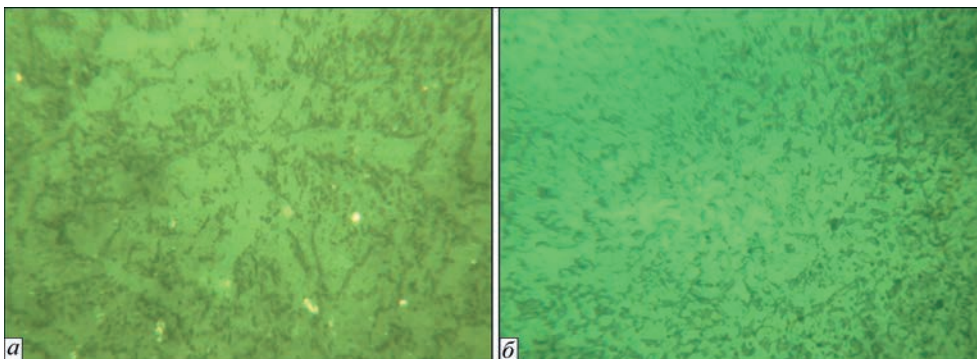


Рис. 9. Мікроструктура напилених труб зі сталі марки 20: а – ×500; б – ×100

ВЕ, отриманий методом електродугової металізації, являє собою композит зі зміцнювальною карбідною фазою в металевій матриці і містить такі легуючі елементи, як хром і алюміній. Склад фази карбіду близько 40 %. Основний метал – вуглецева сталь (легуючі елементи не виявлені). У мікроструктурі напилених труб зі сталі марки 20 (рис. 9) орієнтація по відманштеттовій структурі не повинна перевищувати 3-го бала шкали 2 Додатка Б «Шкали смугастості й відманштеттової структури металу котельних труб» [21].

При проведенні металографічного дослідження труб КХП н.д. Вуглегірської ТЕС встановлено, що для вихідної структури металу труби характерна значна смугастість, що є відхиленням від нормативів і свідчить про неякісну термічну обробку труб після прокатки в процесі їх виготовлення. Структура напиленого зразка, як і у контрольного – феритно-перлітна; видимих структурних змін не встановлено. Під напиленим шаром проглядається вузька прикордонна смуга основного металу товщиною від 0,07 до 0,15 мм, яка піддалася взаємодії з напиленим шаром. Структура матриці цієї смуги така ж, як і у основного металу – феритно-перлітна. В межах цієї смуги застосований травник контрастно не надав вкраплення напиленого матеріалу, проте можна припустити, що дифузійні вкраплення повинні бути там присутніми.

Використаний травник не дав можливості виділити в структурі напilenня ніяких структурних складових (не використовувалися спеціальні хімічні реактиви). Однак дозволив встановити пухко-шарувату і пористу (не монолітну) будову напilenня, зумовлену технологічними особливостями електродугової металізації. В обох випадках товщина напиленого шару варіюється на різних ділянках труби. Так, в лобовій точці труби товщина напilenня досягає 0,42 мм, а на бічних – до 0,2 мм. З урахуванням прикордонного шару основного металу, який піддався дифузії в нього напиленого матеріалу, можна констатувати, що найбільша товщина напilenня становить 0,57 мм (на лобовій частині згину). При проведенні техно-

логічних випробувань на сплющування тріщин, надривів по основному металу труби не виявлено. Після випробувань на сплющування (рис. 10) для відшарованого шару (0,55 мм) (рис. 11) проведено рентгенофлуоресцентний аналіз, який показав наступний хімічний склад, мас. %: 11,7...12,21 Cr; 0,12 Ni; 4,0...5,65 Si; 4,37...5,87 Al; 0,37...0,44 S. Фото макроструктури напилених труб після шести років експлуатації наведено на рис. 11.

Руйнування поверхневого шару відбувається відшаруванням великих фрагментів напиленого шару. Під час проведення механічних випробувань на визначення межі міцності труби після напilenня було отримано результати, наведені в табл. 4.

Отримані результати механічних випробувань відповідають вимогам ТУ 14-3-460: 2009/ТУ У 27.2-05757883-207:2009 [21]. Ділянки напиленого шару мають твердість *HRC* 54...58. Поверхневий шар під відшарованим покриттям має наступний хімічний склад, мас. %: 91,47 Fe; 2,78 Cr; 3,9 Si; 1,1 Al; 0,26 S. Твердість поверхні під шаром напilenня становить *HB* 200...217. Таким чином, отримані результати можуть свідчити про те, що основний метал після напilenня не зазнав істотних змін мікроструктури та механічних властивостей і відповідав вимогам технічних умов. Після трирічної експлуатації труб і згинів на Трипільській ТЕС проведено спектральний аналіз поверхневого шару покриття. Склад шару змінився незначно (табл. 5).

При проведенні вирізок після шести років експлуатації так само фіксувалися: макро- і мікро-структура напилених труб (рис. 12, 13), склад поверхневого шару (табл. 6). Проведено технологічні випробування на сплющування, замір твердості проведено не було. Протягом експлуатації поверхня стає більш грубою, на поверхні видно виступаючі карбіди різного розміру.

Дослідження мікроструктури до і після зношування в потоці вугільного пилу при робочих параметрах ВЕ показують переорієнтацію карбідного каркаса в матриці.

Поверхневий дифузний шар має наступний хімічний склад, мас. %: 3,27 Cr; 1,87 Si; 0,9 Al; 0,3 S.

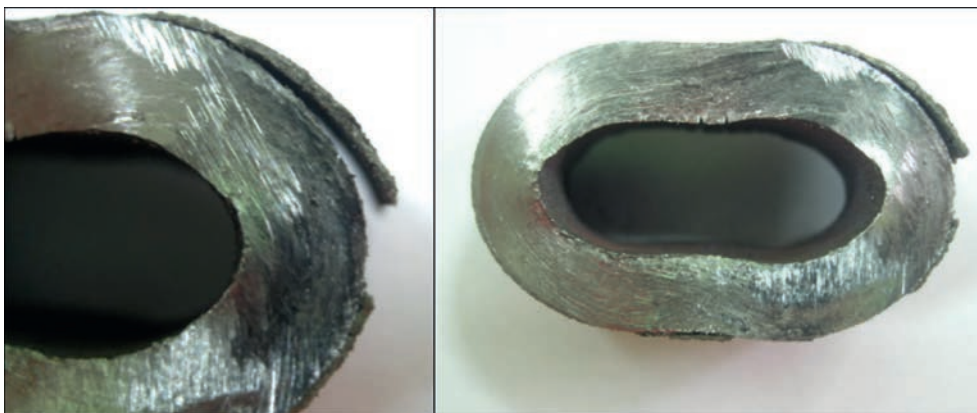


Рис. 10. Зразки після випробування на сплющування



Рис. 11. Відшарований шар після випробування на сплющування

Таблиця 4. Результати механічних випробувань

σ_b , МПа	δ , %	ψ , %
511	28,2	58
ТУ 14-3-460:2009/ТУ У 27.2-05757883-207:2009		
420...560	24	45

Таблиця 5. Склад напиленого шару після трирічної експлуатації на ТЕС

Номер зразка	Вміст легуючих елементів, %				
	Fe	Cr	Al	Si	Ni
1	Основа	11,41	5,67	5,67	0,15
2	«-»	10,89	5,87	5,5	0,17



Рис. 12. Макроструктура напилених труб після шести років експлуатації

Таблиця 6. Склад напиленого шару після шестирічної експлуатації на ТЕС

Номер зразка	Вміст легуючих елементів, %				
	Fe	Cr	Al	Si	Ni
1	Основа	12,9	6,67	7,9	0,1
2	«-»	12,7	5,79	7,1	0,1

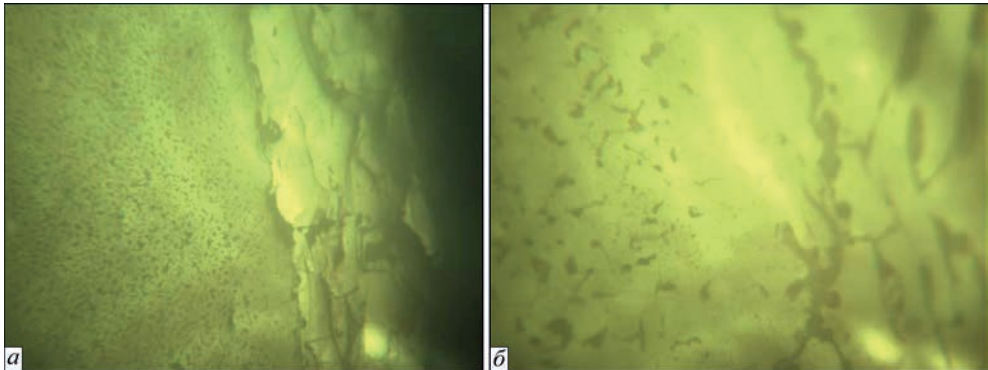


Рис. 13. Мікроструктура напилених труб після шести років експлуатації: а – $\times 100$; б – $\times 500$

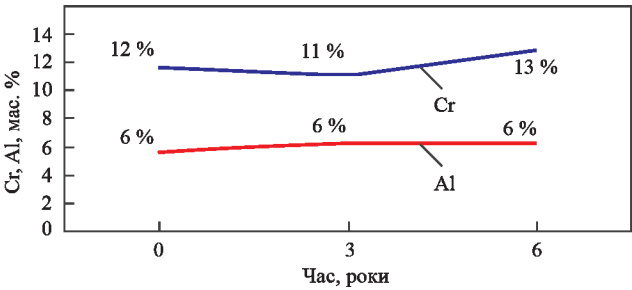


Рис. 14. Зміна концентрації хрому і алюмінію в поверхневому шарі покриття залежно від терміну експлуатації

Горизонтальні лінії на рис. 14 показують, що протягом шести років концентрація хрому в поверхневому шарі практично не змінилася і навіть трохи підвищилася, відбувається його накопичення в поверхневому шарі. Збільшення концентрації алюмінію в поверхневому шарі швидше за все пов'язане з осадженням на трубах змійовиків алюмінієвмісних елементів, що утворюються в процесі спалювання органічного палива.

Руйнування поверхневого шару при випробуванні зразків відбувається шляхом розтріскування покриття на дрібні фрагменти і його викришування. Як видно, витримка покриттів при робочих параметрах призводить до зміни механіки їх руйнувань, що можливо, викликано зміною в структурі дисперсних фаз. Твердість напиленого шару виміряти не вдалося. Твердість поверхні під шаром напилення становить *HV* 180. На кожній електростанції збираються дані з фактичної товщини стінок труб поверхонь нагріву руйнівними і неруйнівними методами. При проведенні вирізок з труб фіксуються дані з її товщини, мікроструктури і механічних властивостей. Для виміру стоншування труб використовується методика прямого виміру товщини стінки. Підсумкові дані зі стоншування стінок труб до напилення, а також час роботи кожного вирізаного зразка зведені в табл. 7.

Аналізуючи дані зі стоншування, можна зробити висновок, що у всіх випадках зі збільшенням часу експлуатації зростає і величина стоншування стінки від золотого зносу. Найбільша інтенсивність золотого зносу спостерігається на перших двох трубах зі сталі 20 крайніх змійовиків ВЕ. Це явище, швидше за все, пов'язане з конструктивною особливістю газового тракту пиловугільного

Таблиця 7. Дані зі стоншування стінок труб

Номер блока	Поверхня нагріву	Поверхня, робоче середовище	Марка матеріалу	Номер змійовика	Номер труби	Стоншування, мм				Напряцювання, год
						Лівий бік	Правий бік	Зовнішній	Внутрішній	
1	BE	АШ	Сталь 20	152	1	-0,4	-0,4	-0,5	+0,2	11296
1	BE	«-»	«-»	150	«-»	-0,5	-0,5	-0,8	+0,1	12138
1	BE (після напilenня)	«-»	«-»	151	«-»	+0,4	+0,5	+0,7	+0,2	9084

П-подібного котла. При виході з верхньої радіаційної частини, в поворотній камері, гази змінюють свій напрямок і найбільш великі частки продуктів згоряння палива закидаються на периферію загального потоку. Збільшення їхньої щільності в потоці сприяє інтенсифікації золотого зносу 20 крайніх змійовиків BE [24]. Після металізації поверхні труб змійовиків BE виявлено зниження інтенсивності золотого зносу змійовиків. Під час проведення заміру товщини стінки на контрольних вирізках стоншення не зафіксовано. Таким чином, у даному випадку можна допустити наявність впливу твердості на швидкість золотого зносу і зробити висновок, що з підвищенням твердості зносостійкість зростає. Це спостереження узгоджується з моделлю ерозійного зносу [23].

Висновки

В роботі досліджено застосування методу електродугового напilenня (металізації), виконаного ТОВ «РЕЗОН» для підвищення надійності роботи енергетичного обладнання ТЕС. За даними, отриманими про механічний, хімічний та структурний стан металу труби і шару покриття, можна зробити висновок про позитивний досвід впровадження методу електродугового напilenня як перспективного і високоефективного методу підвищення надійності роботи енергетичного обладнання. На Трипільській ТЕС досліджено два варіанти зварювання труб зі сталі 20 після металізації. Перший – електродугове зварювання труб після металізації електродами ЦУ-5 – 2,5 мм з трубами, що не пройшли металізацію. Другий – зварювання електродами ЦУ-5 при стикуванні труб, які пройшли металізацію, між собою. При проведенні рентгенофлуорисцентного аналізу зварних з’єднань виявлено незначне підвищення вмісту хрому. Підвищений вміст хрому у зварному з’єднанні, очевидно, пов’язаний з недостатньою якістю підготовки поверхні. Під час проведення механічних випробувань зварного шва руйнування зразка відбувається по основному металу, що свідчить про задовільні механічні властивості шва. Мікроструктура металу в біляшовній і зоні швів в обох випадках у межах норми [21]. Відсутність корозійних пошкоджень у місцях установок досліджуваних змійовиків і значного ерозійного зносу стінок труб BE, порівняно з необробленими напilenням, з традиційними методами індивідуального захисту змійовиків, вказує на успішну реалізацію технології, про що свідчить збільшення ресурсу котельної труби.

Список літератури

1. Шрайбер А.А., Яценко В.П. (2008) Моделирование абразивного износа конвективных теплообменных поверхностей котла. *Проблеми загальної енергетики*, **17**, 37–40.

2. Аварійність на об’єктах електроенергетики України у 2004 р. Режим доступу: <http://mpe.kmu.gov.ua/minugol/control/uk/doccatalog/list> (дата звернення: 11.10.2020)

3. Огляд технологічних порушень в електроенергетиці України за четвертий квартал 2005 р. Режим доступу: <http://mpe.kmu.gov.ua/minugol/control/uk/doccatalog/list> (дата звернення: 11.10.2020)

4. Soltani, M., Chahartaghi, M., Majid Hashemian, S., Faghih Shojaei, A. (2020) Technical and economic evaluations of combined cooling, heating and power (CCHP) system with gas engine in commercial cold storages. *Energy Conversion and Management*, 214. Article number: 112877.

5. Yang, S., Zhang, L., Fan, J., Sun, B. (2021) Experimental study on erosion behavior of fracturing pipeline involving tensile stress and erosion prediction using random forest regression. *Journal of Natural Gas Science and Engineering*, 87. Article number: 103760.

6. Maidanik, M.N., Tugov, A.N., Vereshchetin, V.A. (2020) Assessment of Boiler Units’ Technical State Based on Quality Indicators. *Thermal Engineering*, **67**, 4, 216–222.

7. Kiselev, S.P., Kiselev, V.P., Maximovsky, E.A. et al. (2019) Mechanism of formation of intermetallic coatings by the Cold Spray Technology. *Journal of Physics, Conference Series*, 1677, 1. Article number: 012136.

8. Sethi, A.K. (2020) Studies on hard surfacing of structural steel by gas thermal spraying process. *International Conference on Mechanical and Energy Technologies*, 21, 1436–1440.

9. Шатов А.П. (2009) Сварка и ремонт металлических конструкций противокоррозионными покрытиями. Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана.

10. Пантелеенко Ф.И., Снарский А.С., Крыленко А.В. (2012) Особенности деградации структуры и механические свойства элементов печного и теплоэнергетического оборудования после длительной эксплуатации. *Наука и техника*, **1**, 16–20.

11. Som Dutt Sharma, S.D., Saluja, R., Moeed, K.M. (2013) A review on the effect of preheating and/or post weld heat treatment (PWHT) on hardened steel. *International Journal of Technical Research and Applications*, **1**, 5–7.

12. Feng, L., Yang, N. (2019) Stainless Steel Welding and Development Trend of Welding Technology. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 252, 2, Article number: 022117.

13. Яценко В.П. (2006) Прогнозування ерозійного зношування теплообмінних поверхонь котельного устаткування. *Проблеми загальної енергетики*, **13**, 81–85.

14. Birkin, P.R., Lear, R., Webster, L. et al. (2020) In-situ detection of single particle impact, erosion/corrosion and surface roughening. *Wear*, 464–465. Article number: 203527.

15. Корж В.М. (2005) Газотермічна обробка матеріалів. Київ, Екотехнологія.

16. Лашенко Г.И. (2012) *Современные технологии сварочного производства*. Киев, Экотехнология.

17. Hirohata, M., Takeda, F., Konishi, H., Itoh, Y. (2018) Effect of weld line direction and paint orientation on corrosion and paint deterioration characteristics of welded part of steel. *Corrosion Engineering Science and Technology*, **53**, 8, 591–600.

18. Инструкция по восстановлению изношенных и защите новых гибов и прямых участков труб поверхностей нагрева котлов высокого давления методом газопорошковой наплавки И 34-70-027-87. Режим доступа: http://online.budstandart.com/ru/catalog/doc-page?id_doc=68749 (дата обращения: 12.10.2020)

19. Гречнева М.В., Гоппе Г.Г. (2015) Газопорошковое напыление труб поверхностей нагрева котлоагрегатов тепловых электрических станций. *Вестник ИРГТУ*, **11**, 106, 23–27.
20. Мальчевський І.А., Беспалов С.А. (2017) *Перспективні науково-технічні розробки. Енергетика та енергоефективність*. Київ, Академперіодика.
21. Трубы стальные бесшовные для паровых котлов и трубопроводов. ТУ 14-3-460:2009/ТУ У 27.2-05757883-207:2009 Режим доступа: <https://files.stroyinf.ru/Index2/1/4293733/4293733499.htm> (дата обращения: 16.10.2020).
22. Нанесення захисного покриття на змієвики водяного економайзера та екранні труби котла ТП-100. ТІ 00130044.25101.00549. Львів, ДП «Львівське конструкторське бюро» Режим доступу: <https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/as/2019/05/04/> (дата звернення: 16.10.2020).
23. Сварка, термообработка и контроль трубных систем котлов и трубопроводов при монтаже и ремонте оборудования электростанций. РД.15.027-89. Режим доступа: <http://docs.cntd.ru/document/1200026674> (дата обращения: 15.10.2020).
24. Ruff A.W., Wiederhorn S.M. (1979) Erosion by solid particle impact. *Treatise on Materials Science and Technology*, **16**, 69–126.
9. Shatov, A.P. (2009) *Welding and repair of metal structures of anticorrosion coatings*. Moscow, MGTU [in Russian].
10. Panteleenko, F.I., Snarsky, A.S., Krylenko, A.V. (2012) Peculiarities of structure degradation and mechanical properties of components of furnace and heat-and-power engineering equipment after long term service. *Nauka i Tekhnika*, **1**, 16–20 [in Russian].
11. Som Dutt Sharma, S.D., Saluja, R., Moeed, K.M. (2013) A review on the effect of preheating and/or post weld heat treatment (PWHT) on hardened steel. *Int. J. of Technical Research and Applications*, **1**, 5–7.
12. Feng, L., Yang, N. (2019) Stainless Steel Welding and Development Trend of Welding Technology. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, **252**, 2, Article number: 022117.
13. Yatsenko, V.P. (2006) Prediction of erosion wear of heat exchange surfaces of boiler equipment. *Problemy Zagalnoi Energetyky*, **13**, 81–85 [in Russian].
14. Birkin, P.R., Lear, R., Webster, L. et al. (2020) In-situ detection of single particle impact, erosion/corrosion and surface roughening. *Wear*, **464–465**. Article number: 203527.
15. Korzh, V.M. (2005) *Thermal treatment materials*. Kyiv, Ekotekhnologiya [in Ukrainian].
16. Lashchenko, G.I. (2012) *Modern technologies of welding production*. Kiev, Ekotekhnologiya [in Russian].
17. Hirohata, M., Takeda, F., Konishi, H., Itoh, Y. (2018) Effect of weld line direction and paint orientation on corrosion and paint deterioration characteristics of welded part of steel. *Corrosion Engin. Sci. and Technology*, **53**(8), 591–600.
18. *Instruction on restoration of worn-out and new bends and straight pipe areas of heating surfaces of high-pressure boilers by gas powder surfacing. I 34-70-027-87* [in Russian]. http://online.budstandart.com/ru/catalog/doc-page?id_doc=68749.
19. Grechneva, M.V., Goppe, G.G. (2015) Gas powder spraying of heating surface pipes of boiler units of thermal power stations. *Vestnik IrGTU*, **11**, 106, 23–27 [in Russian].
20. Malchevsky, I.A., Bepalov, S.A. (2017) *Prospective scientific and technical developments. Energetyka ta Energoefektyvnist*. Kyiv, Akademperiodyka [in Ukrainian].
21. ТУ У 14-3-460:2009/ТУ У 27.2-05757883-207:2009: *Seamless steel pipes for steam boilers and pipelines* [in Russian]. <https://files.stroyinf.ru/Index2/1/4293733/4293733499.htm>
22. ТІ 00130044.25101.00549: *Deposition of protective coating on coils of feed-water economizer and water wall tubes of boiler TP-100*. Lviv, SE Lviv Design Bureau. <https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/as/2019/05/04/>
23. РД.15.027-89: *Welding, heat treatment and inspection of pipe systems of boilers and pipelines in mounting and repair of power plant equipment*. <http://docs.cntd.ru/document/1200026674>
24. Ruff, A.W., Wiederhorn, S.M. (1979) Erosion by solid particle impact. *Treatise on Mater. Sci. and Technol.*, **16**, 69–126.

References

IMPROVING THE RELIABILITY OF ENERGY COMPLEX EQUIPMENT BY ELECTRIC ARC SPRAYING

A.V. Hruzevych¹, V.V. Shvets²

¹Trypilska TPP. PJSC «Centrenerg». 1 Promyshlennaya Str., 08720, Ukrainka, Ukraine

Institute of Magnetism of the National Academy of Sciences of Ukraine and Ministry of Education and Science of Ukraine. 03142, 36-b Akademik Vernadsky Blvd., Kyiv, Ukraine. E-mail: Gruzevich@bigmir.net

²Chief Technologist Department. «REZON», LTD. 1 Geofizicheskaya Str., 49057, Dnipro, Ukraine. E-mail: 230608us@gmail.com

The purpose of the work is studying the efficiency of spraying application to improve the reliability of TPPs power equipment. A feasibility study indicated that the introduction of spraying technology can reduce losses in case of TPPs emergency shutdowns by 1.5-3.0 times a year, and the estimated extension of the service life of surfaces increases by 1.7-2.5 times. Since the main type of wear in the water economiser (WE) of TPP boilers is ash wear, and corrosion between the spacing bars, a comprehensive solution was proposed for the problem of extending the service life of boiler shield tubes and economiser tubes through development of new heat-resistant and wear-resistant gas-thermal coatings. 24 Ref., 7 Tabl., 14 Fig.

Keywords: *spraying, welding, thermal power plant, ash wear, corrosion, electric arc coating*

Надійшла до редакції 20.08.2021

ВИКОРИСТАННЯ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЕЛЕКТРОДІВ КОНТАКТНИХ МАШИН

О.А. Давиденко¹, А.В. Завдовсєв²

¹Донецький фізико-технічний інститут ім. О.О. Галкіна НАН України. м. Київ, просп. Науки 46

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

Однією з головних функціональних властивостей електрода для контактного зварювання є його стійкість, яка визначається, головним чином, рівнем властивостей міцності матеріалу в інтервалі температур, що розвиваються на його робочій поверхні. У роботі запропоновано схему деформаційно-термічної обробки електродного дисперсійно-твердіючого сплаву системи Cu–Cr–Zr, що базується на застосуванні інтенсивної пластичної деформації в поєднанні зі спеціальною термічною обробкою. Показано, що при обробці сплаву за розробленою схемою у пруткових заготовках реалізується найвищий рівень міцносних властивостей в інтервалі температур до 450 °С. Це дозволяє забезпечити підвищення стійкості електродів при точковому зварюванні на 15 %. Білігр. 15, табл. 3, рис. 6.

Ключові слова: інтенсивна пластична деформація, хромиста бронза, властивості, електроди контактного зварювання

Однією з головних функціональних властивостей електрода для контактного зварювання є його стійкість, яка визначається, головним чином, рівнем властивостей міцності матеріалу в інтервалі температур, що розвиваються на його робочій поверхні [1]. Тому підвищення різними способами міцності матеріалу електрода з одночасним збереженням його електро- та теплопровідності завжди є актуальною задачею. Дуже ефективними методами, що дозволяють підвищити властивості міцності матеріалу, є методи інтенсивної пластичної деформації (ПД) [2, 3], або їх комбінація з більш традиційними методами обробки тиском [4]. Так, наприклад, комбінація кутової гідроекструзії (КГЕ), прямої гідроекструзії (ГЕ) та волочіння дозволила нам отримати рекордні властивості мідного дроту зі збереженням його електропровідності [5, 6]. Природно, що така комбінація властивостей є вельми цікавою і при застосуванні до електродів контактного зварювання.

Темі впливу ПД на фізико-механічні властивості електродних сплавів присвячено дуже багато публікацій, наприклад, [7–12], в яких, як правило, досліджується обробка сплавів такими загально-відомими методами ПД, як рівноканальне кутове пресування, крутіння під високим тиском, циклічна прокатка, втім майже не розглядається комбінація ПД з більш традиційними методами обробки тиском та процеси, де в якості деформаційного інструмента використовується рідина високого тиску.

Нижче представлені дослідження впливу ПД методами КГЕ та ГЕ в поєднанні з термічною обробкою (ТО) в різних комбінаціях і послідовності на механічні та функціональні властивості деформованих прутків з електродного дисперсійно-твердіючого сплаву системи Cu–Cr–Zr.

Методика досліджень. Для виконання поставленого завдання була проведена серія експериментів, в процесі яких визначали оптимальні параметри ПД і термічного впливу, а саме: ступінь сумарної деформації між загартуванням і старінням, режими гартування і старіння, а також місце старіння в технологічному ланцюжку. Вивчалася здатність сплаву до зміцнення в результаті пластичної деформації і дисперсійного твердіння.

Експерименти проводилися на хромистій бронзі БрХЦр. Аналіз домішок в зразках сплаву (табл. 1) був виконаний атомно-емісійним методом на оптико-емісійному спектрометрі ARL4460 Metals Analyzer.

Деформаційну обробку заготовок вихідного діаметра 20 мм здійснювали при кімнатній температурі з загартованого стану методами ГЕ та КГЕ (рис. 1). При цьому досліджувалися різні комбінації схем деформаційно-термічного впливу на властивості міцності дисперсійно-твердіючого сплаву: гартування (Г) + ГЕ, Г + старіння (С) + ГЕ, Г + ГЕ + С, Г + ГЕ + С + ГЕ, Г + КГЕ, Г + КГЕ + С + ГЕ.

При ГЕ та КГЕ видавлювання заготовок з контейнера відбувається через деформуючу матрицю

Таблиця 1. Склад хромистої бронзи БрХЦр

Cr	Zr	Ni	Fe	Si	Zn	Pb	Sn	Sb	As
0,9532	0,028	0,0382	0,0279	0,0235	0,0148	0,0017	0,0026	0,001	0,0011
Bi	P	S	Ag	Mn	Al	Co	Mg	Cd	Cu
0,0006	0,0114	0,0015	-	0,0043	0,0003	0,0036	0,0102	0,0011	98,861

Давиденко О.А. – <https://orcid.org/0000-0002-4303-6017>, Завдовсєв А.В. – <https://orcid.org/0000-0003-2811-0765>

© О.А. Давиденко, А.В. Завдовсєв, 2021

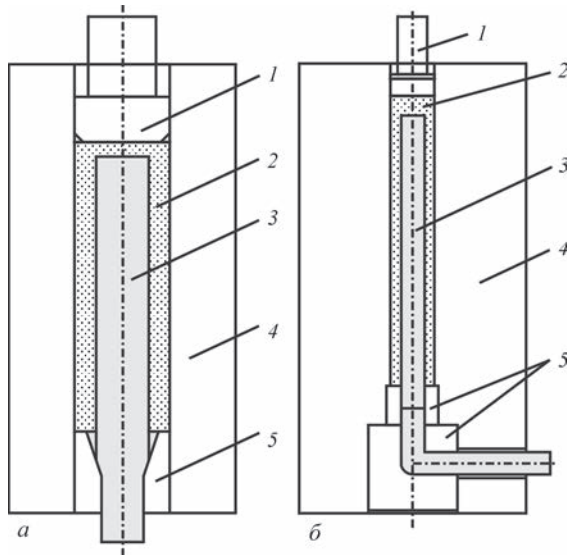


Рис. 1. Схеми установок для здійснення ПД методами ГЕ (а) та КГЕ (б): 1 – пуансон; 2 – рідина; 3 – заготовка; 4 – контейнер; 5 – матриця

рідиною, стиснутою до високого тиску. Така схема забезпечує зменшення відносної площі контакту заготовки з інструментом внаслідок відсутності її контакту зі стінкою контейнера та здійснення ПД довгомірних прутків з відношенням їх довжини до діаметра більше 10 ($l/d > 10$). При здійсненні КГЕ заготовки від одного до чотирьох разів проходили через канали деформуючої матриці, що перетинаються під кутом 90° . Теоретичні основи і технологічні характеристики гідроекструзії викладені в [13].

Для визначення оптимальної температури старіння зразки після загартування ($T = 960^\circ\text{C}$) і деформації ГЕ, в межах накопиченої логарифмічної деформації $e = 0,71 \dots 4,61$ зістарювали в інтервалі температур $350 \dots 475^\circ\text{C}$ з витримкою в печі 2 год і охолодженням на повітрі.

Механічні властивості зразків у вихідному стані, а також після деформаційно-термічної обробки аналізувалися методами дюрOMETричних досліджень (твердомір за Віккерсом $HV5$) та на

універсальній машині для механічних випробувань Instron 8802. Рентгеноструктурний аналіз проводили на дифрактометрі «ДРОН-3М» з використанням CuK_α -випромінювання. Термічну обробку зразків проводили в лабораторній печі СНОЛ-7,2/1100.

Результати експерименту показали, що оптимальною температурою старіння для всіх зразків в досліджуваному інтервалі ступенів сумарної деформації, є температура 450°C , при якій спостерігається максимальний рівень твердості матеріалу (рис. 2).

Подальше підвищення температури старіння призводить до падіння твердості. Однією з причин є рекристалізація мідної матриці. Рентгеноструктурні дослідження показали, що в сплаві після термічної обробки при температурі $500^\circ\text{C} - 1$ год частково пройшла рекристалізація, температура початку рекристалізації сплаву становить 470°C .

Оптимальний ступінь сумарної деформації для досліджуваного температурного інтервалу старіння сплаву, при якій досягається максимальна твердість, $e_\Sigma = 3,77$ (рис. 2). Холодна деформація між гартуванням і старінням істотно підвищує властивості міцності. Деформація ГЕ $e_\Sigma = 3,2$ після загартування підвищує твердість більше ніж вдвічі з $HV 65$ до $HV 140$, а подальше старіння зразка збільшує її до $HV 156$ (на 10 %). Старіння безпосередньо після загартування збільшує твердість до 30 %. Відносний приріст властивостей міцності в результаті старіння, в більшості випадків, виявляється після деформаційно-термічної обробки нижче, ніж після загартування, оскільки деформований після гарту сплав має значно більш високий вихідний рівень властивостей.

У нашому випадку холодна деформація здійснювалася як перед старінням, так і після нього. На рис. 3 суцільними кривими показано деформаційне зміцнення тільки загартованого зразка, та окремо – загартованого та зістареного. Пунктирною лінією ілюстративно зв'язані

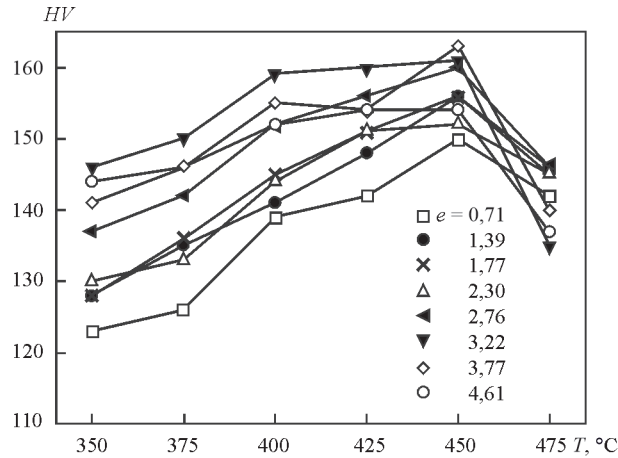


Рис. 2. Залежність твердості від температури старіння сплаву на різних етапах деформаційно-термічної обробки за схемою: гартування + ГЕ + старіння

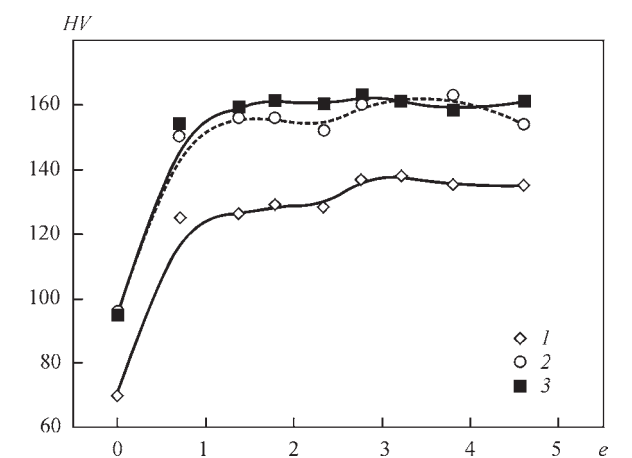


Рис. 3. Твердість залежно від схеми деформаційно-термічної обробки: 1 – гартування + деформація; 2 – гартування + деформація + старіння; 3 – гартування + старіння + деформація

точки, які показують рівень твердості зразків у випадку їх зістарювання після деформації. Видно, що загалом деформаційне зміцнення дає змогу відбуватися подальшому дисперсійному зміцненню навіть в умовах великих накопичених деформацій.

Зі збільшенням сумарного ступеню деформації спочатку спостерігається різке підвищення твердості, а потім, після $e_{\Sigma} = 1,5 \dots 2,0$, настає насичення, і зміни є незначними.

Деформація ГЕ на стадії насичення ($e_{\Sigma} = 2,41$) після гартування дозволила отримати в прутках діаметром 6 мм високий рівень механічних властивостей: межа міцності $\sigma_b = 635$ МПа, відносне подовження $\delta = 6,8$ %.

Використовуючи отримані рекомендації з оптимального режиму деформаційно-термічної обробки сплаву БрХЦр, була опрацьована схема з включенням в технологічний ланцюг КГЕ з кількістю проходів $n = 1 \dots 4$: ГЕ ($e_{\Sigma} = 0,86$) + загартування ($T = 985$ °С) + n КГЕ + старіння ($T = 430$ °С, 2 год) + ГЕ (до $e_{\Sigma} = 3,79$). Після гарту сплав мав твердість $HV 73$. КГЕ за три проходи ($e_{\Sigma} = 3,45$) підвищила твердість до $HV 144$, а подальше старіння – до $HV 167$. Деформація після старіння (ГЕ $e_{\Sigma} = 0,52$) дозволила отримати високе значення твердості $HV 188$.

Подальше збільшення накопиченої деформації ($e_{\Sigma} \geq 4$) методом ГЕ призводить до зменшення твердості деформованого сплаву внаслідок зростання його мікро- та макропористості [14]. Тож при реалізації деформаційно-термічної обробки прутків зі сплаву БрХЦр з використанням КГЕ така накопичена деформація ($e \approx 4$) є гранично допустимою.

Цікавим також є виявлений спадковий вплив ПД на властивості міцності хромистої бронзи при реалізації ТМО за схемою: Г + n КГЕ + С + ГЕ (табл. 2). Після гартування маємо середню твердість у прутках на рівні $HV 65$, після n КГЕ маємо вже достатньо широкий інтервал середньої твердості від $HV 125$ до $HV 150$ в залежності від кількості проходів n . Після проведення операції старіння середня твердість прутків становить $HV 160$ в незалежності від раніше досягнутої твердості при КГЕ. Однак при подальшій холодній ГЕ прутків (однакових геометричних розмірів) з однаковим ступенем деформації, що дорівнює, наприклад, 0,5 – знову отримуємо широкий інтервал середньої твердості від $HV 170$ до $HV 190$ в прямопропорційній залежності від твердості, отриманої на операції з КГЕ.

На рис. 4 представлена залежність твердості готового електрода, отриманого за схемою: гарту-

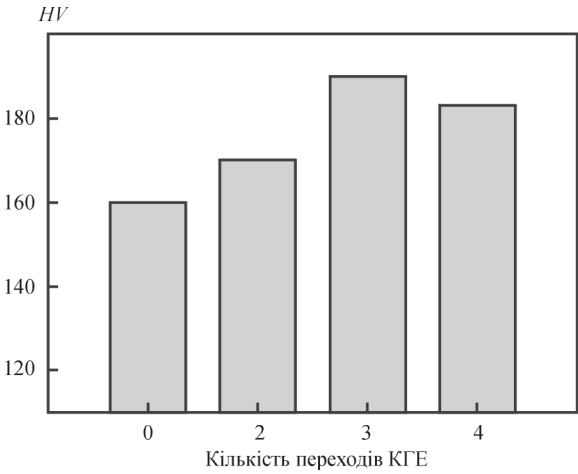


Рис. 4. Залежність твердості готового електрода від кількості переходів КГЕ в схемі ТМО: загартування + n КГЕ + старіння + ГЕ

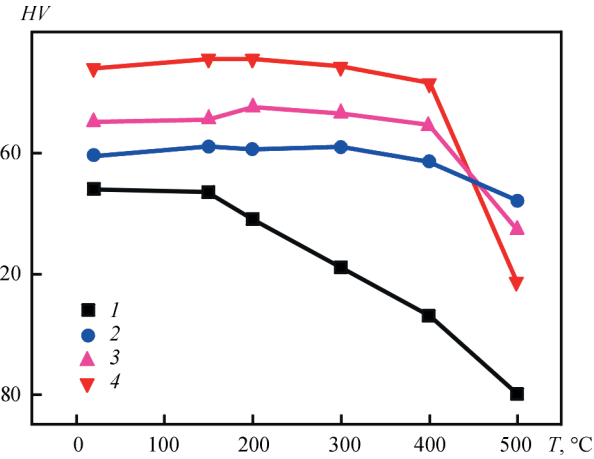


Рис. 5. Жароміцність бронзових (БрХЦр) прутків, отриманих за різними схемами ТМО: 1 – промислова технологія; 2 – загартування + старіння + ГЕ; 3 – загартування + 2КГЕ + старіння + ГЕ; 4 – загартування + 3КГЕ + старіння + ГЕ

вання + n КГЕ + старіння + ГЕ від кількості переходів n при КГЕ. З діаграми видно, що $n = 3$ – це оптимальна кількість переходів КГЕ з точки зору підвищення твердості електрода.

Також була досліджена жароміцність бронзових (БрХЦр) прутків, отриманих за різними схемами ТМО. Зведені результати цього дослідження наведені на рис. 5, який ілюструє, що найвищий рівень міцносних властивостей, який реалізується при обробці сплаву за схемою з трьома КГЕ, зберігається в інтервалі підвищених температур аж до 450 °С. Для порівняння на графіку (див. рис. 5) також представлені дані для аналогічних прутків, отриманих за стандартною промисловою технологією [15].

Таким чином, в результаті проведених досліджень розроблена схема деформаційно-термічної обробки, при реалізації якої отримані максимальні значення твердості сплаву, що значно перевершу-

Таблиця 2. Спадковий вплив КГЕ на властивості хромистої бронзи

Вид ТМО	Гартування	n КГЕ	Старіння	ГЕ
Твердість HV	65	125...150	160	170...190

Таблиця 3. Режими ТМО, що забезпечують максимальну твердість сплаву БрХЦр

Вид ТМО	Гартування	3КГЕ	Старіння	ГЕ
Режими ТМО	985 °С, 1 год	$e \approx 3,5$	430 °С 2, год	$e \approx 0,5$

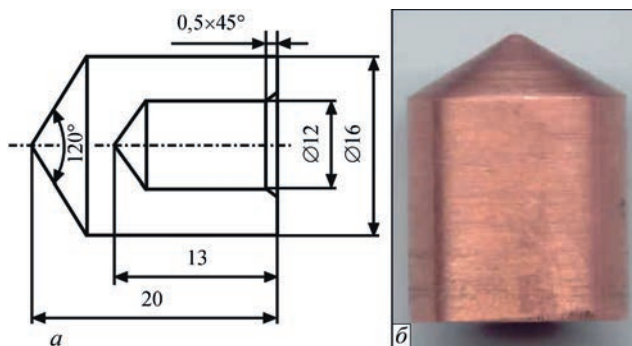


Рис. 6. Наконечник електрода для контактної зварювання: а – ескіз; б – натуральний вигляд

ють відомі результати. Послідовність і раціональні режими ТМО даної схеми представлені у табл. 3.

Використовуючи зазначені режими ТМО, зі сплаву БрХЦр були отримані зміцнені пруткові заготовки, з яких шляхом механічної обробки були виготовлені експериментальні зразки наконечників електродів для контактної зварювання (рис. 6).

Проведено дослідно-експериментальні випробування наконечників електродів, виготовлених згідно запропонованого режиму ТМО. При умовах зварювання листів вуглецевої сталі товщиною 1 мм зі швидкістю 40 точок на хвилину, стійкість стандартних електродів дорівнює 8000 точок. За критерій зносу електрода прийнято збільшення контактної поверхні на 20 %. При використанні експериментальних наконечників електродів за таких самих умов зварювання, кількість точок збільшується до 9200. Таким чином, запропонований метод виготовлення наконечників електродів з хромистої бронзи дозволяє на 15 % збільшити стійкість до зношування, тим самим підвищити продуктивність процесу точкового зварювання.

Висновки

Розроблена схема деформаційно-термічної обробки, що включає операції гартування, КГЕ, старіння і ГЕ, при раціональних режимах якої на довгомірних прутках діаметром 10 мм досягнута висока твердість $HV 190$.

Встановлено спадковий вплив КГЕ на властивості міцності при подальшій деформаційно-термічній обробці.

Показано, що при обробці сплаву за розробленою схемою у пруткових заготовках реалізується найвищий рівень міцносних властивостей в інтервалі температур, що розвиваються на робочій поверхні електрода (аж до $450\text{ }^{\circ}\text{C}$).

Виготовлені експериментальні зразки наконечників електродів для контактної зварювання з підвищеними функціональними властивостями, що забезпечують підвищення стійкості електродів на 15 %.

Список літератури/References

1. Николаев А.К., Розенберг В.М. (1978) *Сплавы для электродов контактной сварки*. Москва, Металлургия. Nikolaev, A.K., Rozenberg, V.M. (1978) *Alloys for resistance welding electrodes*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
2. Rosochowski, A. (2017) *Severe Plastic Deformation Technology*. Whittles Publishing.
3. Valiev, R.Z., Estrin, Y., Horita, Z. et al. (2016) Producing Bulk Ultrafine-Grained Materials by Severe Plastic Deformation: Ten Years Later. *JOM*, 68, 1216–1226.
4. Давиденко О.А., Спусканюк В.З., Коваленко І.М. та ін. (2008) Дослідження ефективності комбінованого використання кутової гідроекструзії та традиційних методів обробки тиском. *Східно-Європейський журнал передових технологій*, 6, 48–51. Davydenko, O.A., Spuskanyuk, V.Z., Kovalenko, I.M. et al. (2008) Study of effectiveness of combined application of angular hydroextrusion and traditional methods of pressure treatment. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, 6, 48–51 [in Ukrainian].
5. Spuskanyuk, V., Davydenko, A., Berezina, A. et al. (2010) Effect of combining the equal – channel angular hydroextrusion, direct hydroextrusion and drawing on properties of copper wire. *Journal of Materials Processing Technology*, 210, 1709–1715.
6. Davydenko, O., Spuskanyuk, V., Varyukhin, V. (2011) Production a High-Strength and High-Conductivity Copper Wire by Using Equal-Channel Angular Hydroextrusion Method. *Materials Science Forum*, 667-669, 909–913.
7. Vinogradov, A., Ishida, T., Kitagawa, K., Kopylov, V.I. (2005) Effect of strain path on structure and mechanical behavior of ultra-fine grain Cu–Cr alloy produced by equal-channel angular pressing. *Acta Mater.*, 53, 2181–2192.
8. Xu, C.Z., Wang, Q.J., Zheng, M.S. et al. (2007) Microstructure and properties of ultra-fine grain Cu–Cr alloy prepared by equal-channel angular pressing. *Materials Science and Engineering: A*, 459, 303–308.
9. Morozova, A., Mishnev, R., Belyakov, A., Kaibyshev, R. (2018) Microstructure and Properties of Fine Grained Cu–Cr–Zr Alloys after Thermo-Mechanical Treatments. *Reviews on Advanced Materials Science*, 54, 1, 56–92.
10. Purcek, G., Yanar, H., Demirtas, M. et al. (2020) Microstructural, mechanical and tribological properties of ultrafine-grained Cu–Cr–Zr alloy processed by high pressure torsion. *Journal of Alloys and Compounds*, 816, 152–675.
11. Urbaničzyk-Gucwa, A., Rodak, K., Płachta, A. et al. (2016) Characteristic Structure of Cu–0.8Cr Alloy Using SPD Deformation by Rolling with Cyclic Movement of Rolls Method. *Key Engineering Materials*, 682, 3–9.
12. Lipinska, M., Bazarnik, P., Lewandowska, M. (2014) The electrical conductivity of CuCrZr alloy after SPD processing. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering* 63, 012119.
13. Белошенко В.А., Варюхин В.Н., Спусканюк В.З. (2007) *Теория и практика гидроэкструзии*. Киев, Наукова думка. Beloshenko, V.A., Varyukhin, V.N., Spuskanyuk, V.Z. (2007) *Theory and practice of hydroextrusion*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
14. Сенникова Л.Ф., Давиденко А.А., Спусканюк В.З. и др. (2013) Влияние деформационно-термической обработки на механические и функциональные свойства сплава Cu–Cr–Zr. *Вопросы материаловедения*, 4, 76, 35–42. Sennikova, L.F., Davydenko, A.A., Spuskanyuk, V.Z. et al. (2013) Influence of thermo- deformation treatment on mechanical and functional properties of Cu–Cr–Zr alloy. *Voprosy Materialovedeniya*, 4(76), 35–42 [in Russian].
15. Осинцев О.Е., Федоров В.Н. (2004) *Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки*. Справочник. Москва, Машиностроение. Osintsev, O.E., Fedorov, V.N. (2004) *Copper and copper alloys. Domestic and foreign grades: Refer. book*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].

APPLICATION OF PLASTIC DEFORMATION TO IMPROVE THE MECHANICAL PROPERTIES OF RESISTANCE WELDING MACHINES

O.A. Davidenko¹, A.V. Zavdoveyev²¹Donetsk O.O. Galkin Physico-Technical Institute of NASU. 46 Nauki Prosp., Kyiv,²E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: office@paton.kyiv.ua

One of the main functional features of an electrode for resistance welding is its wear resistance, which is determined, chiefly, by the level of material strength properties in the range of temperatures developing on its surface. In the work, we propose a scheme of thermodeformational treatment of dispersion-hardened electrode alloy of Cu–Cr–Zr system, which is based on application of intensive plastic deformation, combined with special heat treatment. It is shown that at treatment of the alloy by the developed scheme, the highest level of strength properties is reached in the rod billets in the temperature range up to 450 °C. It ensures an increase in electrode wear resistance by 15 % at spot welding. 15 Ref., 3 Tabl., 6 Fig. .

Keywords: intensive plastic deformation, chromium bronze, properties, resistance welding electrodes

Надійшла до редакції 30.07.2021

Звіт компанії Hypertherm про результати реалізації програми корпоративної соціальної відповідальності за 2020 р.

Компанія Hypertherm, виробник промислових систем різання і програмного забезпечення, повідомила про випуск звіту про результати реалізації програми корпоративної соціальної відповідальності за 2020 р., що охоплює такі аспекти діяльності компанії, як взаємодія з місцевими громадами, вплив на навколишнє середовище і добробут партнерів. У звіті за 2020 р. наводиться інформація про дії, які компанія Hypertherm зробила у відповідь на пандемію коронавірусу COVID-19, про ініціативи компанії, спрямовані на зміцнення соціальної та громадянської справедливості, і про досягнення компанії десятирічних цілей в області екологічної стійкості. Заходи, прийняті компанією Hypertherm у відповідь на пандемію коронавірусу COVID-19, продиктовані такими пріоритетами, як добробут партнерів, добробут спільнот і стійке функціонування компанії. Незважаючи на проблеми, пов'язані з пандемією, партнери компанії продовжували здійснювати волонтерську діяльність в своїх спільнотах. У звіті компанії Hypertherm наведені дані про те, що в 2020 г. майже 70 % партнерів компанії Hypertherm дотримувалися встановлених вимог в зв'язку з пандемією, виконували волонтерську роботу. В цілому тривалість їх волонтерської роботи склала 20222 год.

Виконана ними робота багато в чому була спрямована на підтримку людей, які постраждали від пандемії. Наприклад, партнери компанії були зайняті на роботах за терміновим виробництвом засобів індивідуального захисту, розподілу продуктів харчування і підтримку кампаній по роздачі подарунків у святкові дні. Фонд HOPE (благодійні проекти власників компанії Hypertherm) створив Фонд соціальної допомоги постраждалим від коронавірусу COVID-19. Новий фонд зібрав 150000 дол пожертвувань з усієї країни і оперативно розподілив ці кошти між некомерційними організаціями, в які звернулася величезна кількість людей, що зазнали ускладнень із забезпеченням своїх нагальних потреб. В цілому Фонд соціальної допомоги HOPE за 45 днів надав 47 грантів. На тлі громадянських заворушень із закликами до расової справедливості компанія Hypertherm повідомляє про те, що створена нею в 2019 р. робоча група із забезпечення інклюзивності та етнокультурного різноманіття в минулому році збільшилася, і тепер в неї входить 50 осіб. Учасники групи працювали над пріоритетними ініціативами і створенням ресурсів, що дозволяють всім партнерам почувати до себе доброзичливе ставлення і брати активну участь в житті компанії.

Компанія Hypertherm також продовжувала працювати над виконанням свого довгострокового зобов'язання, пов'язаного із забезпеченням рівності і доступу до можливостей працевлаштування. Слідуючи цим зобов'язанням, компанія отримала від Міністерства праці статус «Компанія, що діє відповідно до закону про пільги для ветеранів збройних сил», співпрацювала з агентствами з надання послуг інвалідам, завдяки чому створюються можливості для повноцінної зайнятості інвалідів, і продовжувала надавати підтримку людям, які пройшли або бажали пройти реабілітацію захворювань, пов'язаних

з вживанням психоактивних речовин. Що стосується безпосередньої діяльності в спільнотах, у 2020 р. фонд HOPE домігся великого прогресу в ході розробки і впровадження методів надання грантів з урахуванням принципів інклюзивності, що сприяє рівноправності в наших спільнотах. Крім того, фонд визначив для себе новий стратегічний пріоритет – турботу про дітей молодшого віку. Компанія Hypertherm відзначила прогрес у досягненні своїх екологічних цілей, поставлених у 2020 р., і заявила, що виконала і в деяких випадках перевиконала п'ять з восьми екологічних цілей, поставлених у 2010 р. Тепер продукція компанії є на 100 % придатною до вторинної переробки, і в цілому вона стала на 34 % більш рентабельною. Глобальна логістична мережа компанії Hypertherm стала рентабельніше на 71 %. Кількість відходів компанії, що не підлягають вторинній переробці, наблизилася до нуля, а викиди вуглецю в результаті діяльності компанії зменшилися на 85 %.

В даний час компанія працює над уточненням своїх екологічних завдань на 2030 р., які будуть опубліковані пізніше в цьому році. «Компанія Hypertherm завжди відрізнялася корпоративною культурою, заснованою на високих моральних принципах, інноваціях та співробітництві. Проблеми, з якими ми зіткнулися у 2020 р., дозволили нам продемонструвати ці сильні сторони в найкращому світлі, – зазначила Дженні Леві, виконавчий віце-президент компанії Hypertherm з питань взаємодії з громадськістю, спільнотами і навколишнім середовищем. – За останні 10 років, протягом яких ми працювали над досягненням амбітних цілей щодо забезпечення екологічної стійкості нашої діяльності, ми довели, що можемо і готові долати існуючі в минулому обмеження можливостей. Глобальна пандемія 2020 спричинила за собою економічну кризу і кризу системи охорони здоров'я, неіскорененна расова нерівність призвела до цивільних хвилювань, і як ніколи раніше в цей період відчувалася необхідність зниження негативного впливу на навколишнє середовище. Завдятість і чуйність, проявлені нашими партнерами в 2020 р., довели, що ми можемо домогтися набагато більшого, ніж можна собі уявити, коли діємо разом як співвласники компанії, керуючись нашими цінностями».

Компанія Hypertherm розробляє і виробляє промислові товари для різання, які використовуються компаніями по всьому світу в таких галузях, як суднобудування, авіабудування і вагонобудування, будівництво з металоконструкцій, виробництво важкого устаткування і багатьох інших. Серед продукції компанії – системи різання, УЧПУ, а також ПО, що користуються довірою завдяки їх ефективності і надійності, що забезпечує більш високу продуктивність і рентабельність для сотень тисяч підприємств. Компанія Hypertherm заснована у 1968 р., розташована в Нью-Гемпширі і на 100 % знаходиться в спільному володінні більш ніж 1800 співробітників, має дилерську мережу і веде операції по всьому світу.

www.hypertherm.com

УЛЬТРАФІОЛЕТОВЕ ВИПРОМІНЮВАННЯ ПРИ МЕХАНІЗОВАНОМУ ЗВАРЮВАННІ СТАЛІ ПЛАВКИМ ЕЛЕКТРОДОМ В СУМІШІ ЗАХИСНИХ ГАЗІВ

А.Т. Малахов, В.А. Кулешов

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 031050, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Приведено результати вимірювань характеристик ультрафіолетового випромінювання в УФ-С діапазоні при механізованому зварюванні сталі плавким електродом в суміші захисних газів. На основі цих досліджень надано рекомендації щодо захисту від дії УФВ зварників і допоміжного персоналу, а також персоналу, який не виконує безпосередньо зварювальні роботи. Зареєстровані величини інтенсивності випромінювання, відбитого від стінок зварювальної kabіни ($0,03 \dots 0,17 \text{ Вт/м}^2$), багаторазово перевищують ГДВ $0,001 \text{ Вт/м}^2$, регламентовану в СН 4557-88. Тому при роботі в зварювальній kabіні необхідно додатково вживати заходи щодо захисту потиличної частини голови і шиї від впливу відбитого випромінювання. Бібліогр. 8, табл. 3, рис. 1.

Ключові слова: механізоване дугове зварювання плавким електродом в захисних газах, ультрафіолетове випромінювання, безпечна відстань, заходи захисту

Підвищений рівень ультрафіолетового випромінювання (УФВ) є одним з основних шкідливих і небезпечних виробничих факторів впливу на робочий персонал при виконанні робіт, пов'язаних з електродуговим зварюванням, різанням і наплавленням металів. Специфічними рисами УФВ при дуговому зварюванні є його висока інтенсивність і відносно велика спектральна частка жорсткого УФ-С випромінювання з довжиною хвилі $200 \dots 280 \text{ нм}$, яке має сильну шкідливу дію на органи зору і шкірні покриви людини.

Ступінь шкідливого впливу можна оцінити, порівнявши допустимі рівні УФВ, що наведені, наприклад, в санітарних нормах СН 4557-88 [1]. Так, за певних умов допускається вплив УФ-С випромінювання інтенсивністю не більше $0,001 \text{ Вт/м}^2$, тоді як УФ-В ($280 \dots 315 \text{ нм}$) – $0,05 \text{ Вт/м}^2$ і УФ-А ($315 \dots 400 \text{ нм}$) – 50 Вт/м^2 . Доречно відзначити, що в спектрі сонячного випромінювання на земній поверхні УФ-С промені практично відсутні, оскільки інтенсивно поглинаються в атмосфері (в основному – у верхньому озоновому шарі).

Незважаючи на важливість систематичних досліджень УФВ при зварюванні для забезпечення безпечних умов праці персоналу, є тільки незначна кількість публікацій з цієї тематики в Україні та країнах СНД (наприклад, [2, 3]). Публікації в розвинених зарубіжних країнах (ЄС, США, Японія та ін.) мають свою специфіку, яка полягає в спрямованості досліджень випромінювання при зварюванні згідно з прийнятими у них нормами безпеки, що відрізняються від діючих в Україні та країнах СНД.

В даній роботі проводилися вимірювання і досліджувалися характеристики УФВ при механізованому зварюванні сталі плавким електродом в суміші інертного і активного захисних газів (MIG/

MAG). Вимірювання проводилися в Міжнародному навчально-атестаційному центрі ІЕЗ ім. Є.О. Патона.

Методика дослідження. Вимірювання проводилися при наплавленні на зразки сталі Ст. 3 об'ємним дротом Св08Г2С діаметром $1,2 \text{ мм}$ в суміші захисних газів ($82 \% \text{ Ar} + 18 \% \text{ CO}_2$). Суміш в такій пропорції рекомендується в ЄС, щоб забезпечити краще формування шва, зменшити величину розбризкування електродного металу і підвищити циклічну довговічність зварних з'єднань.

Наплавлення здійснювалося на зразки сталі довжиною 150 мм і шириною 40 мм способом кутком назад для поліпшення видимості ділянки дуги. Швидкість подачі дроту регулювалася автоматично залежно від налаштованої спочатку величини струму. Механізм подачі – LF-72 фірми Lincoln Electric. Джерело живлення – зварювальний інвертор Invertex V350-PRO (Lincoln Electric). Зварювальний струм задавався в діапазоні від 85 до 250 А .

Умови зварювання: в зварювальній kabіні (горизонтальні розміри – $2,4 \times 2 \text{ м}$, висота – $1,8 \text{ м}$) при температурі повітря $\sim 20^\circ \text{C}$ і середній відносній вологості повітря з витяжною вентиляцією над місцем зварювання.

На фіксованій відстані $0,68 \text{ м}$ від точки зварювання на висоті $0,24 \text{ м}$ над горизонтальною поверхнею зварювання (під кутом $\alpha = 21^\circ$ до поверхні) розташовувався УФ-С датчик одноканального дозиметра оптичного випромінювання ДАУ-81. Протягом 5 с фіксувалося середнє значення інтенсивності випромінювання (E , Вт/м^2) при стаціонарному режимі зварювання.

Вимірювання проводилися тільки в діапазоні УФ-С випромінювання, яке має сильну шкідливу дію на органи зору і шкірні покриви людини. Як показано в ряді досліджень [2, 4, 5], спектральні ін-

Малахов А.Т. – <https://orcid.org/0000-0001-5186-4915>, Кулешов В.А. – <https://orcid.org/0000-0001-7518-7429>

© А.Т. Малахов, В.А. Кулешов, 2021

тенсивності УФВ зварювальної дуги в діапазонах А, В і С мають однаковий порядок величини. Допустима величина інтенсивності для УФ-С випромінювання становить всього 0,001 Вт/м², що значно менше аналогічних величин для УФ-В і УФ-А випромінювання. Тому оцінка безпечних умов впливу УФ-С випромінювання при дуговому зварюванні практично завжди збігається з оцінкою безпеки впливу в усьому діапазоні УФВ (200...400 нм).

Результати експериментів та їх обговорення. Обробка результатів вимірювань проводилася на ПК засобами програми Excel. Залежності, отримані при статистичній обробці методом найменших квадратів (МНК), представлено на рисунку.

Видно, що з досить високим ступенем достовірності ($R^2 = 0,943$) залежність інтенсивності E УФ-С випромінювання від зварювального струму I в діапазоні 85...200 А є лінійною. Коефіцієнт кореляції $R^2 = 0,943$ показує, що варіація результативної ознаки E на 94,3 % обумовлена варіацією факторної ознаки I і на 5,7 % – варіацією інших неврахованих факторів.

Величина E зростає при збільшенні сили струму I . Така залежність спостерігається в більшості процесів дугового зварювання. Лінійна залежність виду

$$E = a + bI, \tag{1}$$

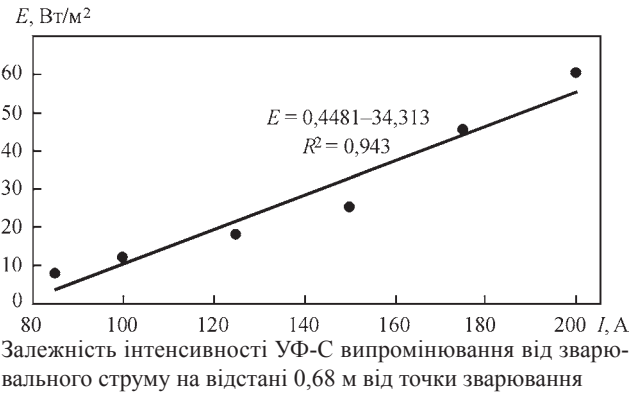
де a, b ($b > 0$) – коефіцієнти, отримана також в [2, 4]. Цю залежність можна записати у вигляді

$$E = b(I - I_0), \tag{2}$$

де $I_0 = -b/a$ – величина сили зварювального струму, починаючи з якої дугою генерується УФ-С випромінювання.

Показана на рисунку залежність запишеться у вигляді $E = 0,448(I - 77)$. Величина $I_0 = 77$ А, близька до рекомендованої нижньої величини зварювального струму (90 А) при застосуванні зварювального дроту Св08Г2С діаметром 1,2 мм.

Слід зазначити, що при подальшому збільшенні сили струму до 250 А зафіксовано значення інтенсивності 40 Вт/м², що нижче значення 60 Вт/м², зафіксованого при струмі 200 А. Це пов'язано з тим, що при струмі 250 А реалізується режим зварювання (наплавлення) зануреною дугою, при якому знижується інтенсивність оптичного випромінювання.



Відомо, що інтенсивність оптичного випромінювання суттєво залежить від відстані d до точкового джерела випромінювання (зварювальна дуга, точка зварювання). Знання залежності $E(d)$ необхідно для прогнозування інтенсивності випромінювання при його поширенні поза області вимірювання. Для знаходження цієї залежності були також проведені вимірювання на відстані $d = 0,55$ м, при цьому, як і раніше, датчик був направлений під кутом $\alpha = 21^\circ$ до горизонтальної поверхні зварювання. Кут α не змінювався, тому що в ряді робіт, наприклад, [5, 6] встановлено, що інтенсивність випромінювання в певній мірі залежить і від цього параметра. Зазвичай величина E зростає з ростом α . Спостережуване потім зниження інтенсивності автори пов'язують з затінюванням потоку випромінювання зварювальним обладнанням, розташованим в безпосередній близькості від дуги (сопло для подачі захисного газу та ін.).

Результати вимірювань наведено в табл. 1.

При статистичній обробці результатів вимірювань для залежності $E \sim 1/d^n$ отримана середня величина $n = 1,95$, що трохи нижче за показник ступеня загасання $n = 2$, характерний для вільного поширення в просторі випромінювання від точкового джерела.

На відстанях понад 20 см джерело випромінювання – зварювальну дугу з характерними розмірами до 20 мм можна вважати точковим джерелом. Умови вільного розповсюдження випромінювання (незначний вплив процесів поглинання, дифузійного розсіювання і відбиття світлового потоку) виконані, за винятком незначного впливу відбиття світлового потоку від поверхонь, розташованих поблизу напрямку поширення випромінювання від джерела до датчика. Тому деяке відхилення величини n від 2 можна пов'язати з падінням на датчик випромінювання, відбитого від стінок зварювальної kabini.

Також було проведено ряд вимірювань з метою оцінки інтенсивності E_r УФ-С випромінювання, відбитого від стінок зварювальної kabini. Для цього датчик випромінювання ($d = 0,68$ м) повертався в напрямку найближчої стіни зварювальної kabini під кутом близько 130° до напрямку на зварювальну дугу, що виключало потрапляння на датчик падаючих променів. Результати вимірювань наведено в табл. 2. Тут для порівняння представлені результати вимірювань інтенсивності E

Таблиця 1. Результати вимірювань інтенсивності УФ-С випромінювання (E , Вт/м²) від відстані d до зварювальної дуги

d , м	I , А		
	100	150	200
0,55	18	38	91
0,68	12	25	60
n	1,91	1,97	1,96

Таблиця 2. Результати вимірювань інтенсивності E_r УФ-С випромінювання, відбитого від стінок зварювальної kabini

Показник	I, A		
	100	150	200
$E_r, \text{Вт/м}^2$	0,03	0,06	0,17
$E, \text{Вт/м}^2$	12	25	60
$p, \%$	0,25	0,24	0,28

падаючого випромінювання (див. табл. 1) і процентне відношення $p = \frac{E_r}{E} \cdot 100\%$.

Видно, що зафіксовані рівні випромінювання в 360...420 разів менше, ніж при вимірюваннях в напрямку дуги. Схожі результати отримано в [4], де в декілька відмінних умовах вимірювань при зварюванні ММА в діапазоні УФ-С були зафіксовані спектральні величини p в діапазоні 0,15...0,5 %.

Оцінка небезпеки впливу УФВ на зварювальників, заходи захисту. Як видно з рисунка та табл. 1, на відстанях від 0,55 до 0,68 м виміряні величини інтенсивності УФ-С випромінювання знаходяться в діапазоні 8...91 Вт/м², що багаторазово перевищує нормативну величину 1 Вт/м², регламентовану діючими в Україні санітарними нормами СН 4557-88 [1] для працюючих при використанні спеціального одягу та засобів захисту обличчя та рук.

Розрахунок з використанням залежності $E \sim 1/d^{1,95}$ показує, що гранична відстань, на якій досягається величина $E = 1 \text{ Вт/м}^2$, становить від 2,0 до 5,6 м в залежності від величини зварювального струму (85...200 А). Практично це означає, що всередині зварювальної kabini (горизонтальні розміри 2,4×2,0 м) величина E перевищує нормативне значення 1 Вт/м².

Якщо інтенсивність УФ-С випромінювання більше 1 Вт/м², в СН 4557-88 зазначено, що «должны быть предусмотрены мероприятия по уменьшению интенсивности излучения источника или защите рабочего места от облучения (экранирование), а также по дополнительной защите кожных покровов работающих». В даному випадку найбільш підходящою мірою захисту зварників та допоміжного персоналу, які перебувають в зоні, де $E > 1 \text{ Вт/м}^2$, є використання спеціалізованого захисного одягу і масок, призначених для аргонно-дугового зварювання.

В роботі [3] з посиланням на ряд інших робіт, показано, що збільшення вмісту вуглекислого газу в суміші з аргонном призводить до зменшення інтенсивності УФВ. Однак рекомендувати такий захід для зменшення інтенсивності випромінювання не представляється можливим по ряду причин. По-перше, склад суміші Ar+CO₂ підбирається в першу чергу для найкращого формування шва з заданими робочими характеристиками; по-друге, навіть при використанні тільки CO₂ в якості захисного газу інтенсивність УФВ на робочому місці все одно може перевищувати нормативну

величину 1 Вт/м². Наприклад, в [6] зареєстровані величини ефективної інтенсивності УФВ до 8 Вт/м² на відстані 1 м від дуги.

Як видно (див. табл. 2), зареєстровані величини інтенсивності E_r УФ-С випромінювання, відбитого від стінок зварювальної kabini, багаторазово перевищують допустиму величину 0,001 Вт/м², регламентовану в СН 4557-88, для працюючих при наявності незахищених ділянок поверхні шкіри не більше 0,2 м². Тому при роботі в зварювальній kabini необхідно вживати заходів щодо захисту потиличної частини голови і шиї від впливу відбитого випромінювання.

При виконанні зварювальних робіт без всебічного огороження місця зварювання захисними екранами практичний інтерес представляє визначення безпечних відстаней d_s для працюючих при наявності незахищених ділянок поверхні шкіри, які знаходяться в напрямку прямої видимості місця зварювання.

Припускаємо вільне поширення УФВ з обернено пропорційною залежністю інтенсивності від квадрата відстані ($E \sim 1/d^2$). В цьому випадку величину d_s в метрах можна розрахувати за формулою:

$$d_s = d \sqrt{\frac{E_d}{E_s}}, \quad (3)$$

де E_d – інтенсивність УФВ на відстані d (виміряна або обчислена); E_s – гранична допустима величина (ГДВ) інтенсивності випромінювання, що відповідає нормам безпеки.

Виконаємо розрахунок безпечних відстаней для УФ-С випромінювання ($E_s = 0,001 \text{ Вт/м}^2$ згідно з СН 4557-88) в залежності від величини зварювального струму I при $d = 0,68 \text{ м}$, використовуючи отриману залежність $E_d = 0,448(I - 77)$. У цьому випадку формула для розрахунку набуває вигляду: $d_s = 0,68 \sqrt{448(I - 77)}$. Результати розрахунку наведено в табл. 3.

Як видно, інтенсивність УФ-С випромінювання досягає безпечних значень на значних відстанях від місця зварювання при прямій видимості зварювальної дуги. Схожі результати за порядком величини d_s отримані, наприклад, в [7]. У цій роботі для зварювання GMAW с захисним газом Ar при $I = 150 \text{ А}$ дається значення безпечної відстані 70 м, на якій за 8 год роботи величина ефективної дози діючого УФВ досягає ГДВ 30 Дж/м². Розходження з нашими результатами (123 м) пов'язані з тим, що в США, ЄС та інших розвинених країнах використовуються інші норми безпеки, які в цілому накладають менш суворі обмеження на допустимі параметри УФВ. В директиві ЄС [8] наведе-

Таблиця 3. Граничні безпечні відстані d_s при впливі УФ-С випромінювання на працюючих при наявності незахищених ділянок шкіри площею до 0,2 м²

Показник	I, A				
	90	120	150	180	200
$d_s, \text{м}$	52	94	123	146	160

дені мінімальні обмеження на рівні безпечної дії УФВ, причому держави мають право встановлювати у себе більш суворі обґрунтовані обмеження.

Враховуючи значну величину безпечних відстаней (десятки і більше метрів), при виконанні зварювальних робіт в цехових і польових умовах найбільш раціональним методом захисту персоналу, який не виконує безпосередньо зварювальні роботи, є огороження місця зварювання стаціонарними або мобільними захисними екранами. При роботі в місцях прямої видимості зварювальної дуги слід використовувати захисний одяг і маски зі спеціально підібраними світлофільтрами.

Висновки

1. Експериментально встановлено, що на відстані $d = 0,55$ м від зварювальної дуги інтенсивність E УФ-С випромінювання в залежності від величини зварювального струму (85...200 А) змінюється від 18 до 91 Вт/м², а на відстані 0,68 м – від 12 до 60 Вт/м². Виміряні величини багаторазово перевищують ГДВ 1 Вт/м², регламентовану діючими в Україні санітарними нормами СН 4557-88 для працюючих при використанні спеціального одягу та засобів захисту обличчя та рук. При статистичній обробці результатів отримана залежність інтенсивності випромінювання від відстані, яка має вигляд $E \sim 1/d^{1,95}$. Розрахунок з використанням цієї залежності показує, що гранична відстань, на якій досягається нормативна величина $E = 1$ Вт/м², становить від 2,0 до 5,6 м в залежності від зварювального струму. В цьому випадку найбільш підходящою мірою захисту зварників та допоміжного персоналу, які перебувають в зоні, де $E > 1$ Вт/м², є використання спеціалізованого захисного одягу і масок, призначених для аргонодугового зварювання.

2. Також виміряні значення інтенсивності УФ-С випромінювання (12...91 Вт/м²) в 12...91 тис. разів перевищують ГДВ 0,001 Вт/м², регламентовану в СН 4557-88 для працюючих при наявності незахищених ділянок поверхні шкіри не більше 0,2 м². Розрахунок з використанням залежності інтенсивності випромінювання від відстані $E \sim 1/d^2$ показує, що гранична відстань, на якій досягається величина $E = 0,001$ Вт/м², становить від 41

до 160 м в залежності від зварювального струму (85...200 А). Враховуючи значну величину безпечних відстаней, при виконанні зварювальних робіт в цехових і польових умовах найбільш раціональним методом захисту персоналу, який не виконує безпосередньо зварювальні роботи, є огороження місця зварювання стаціонарними або мобільними захисними екранами. При роботі в місцях прямої видимості зварювальної дуги слід використовувати захисний одяг і маски зі спеціально підібраними світлофільтрами.

3. Зареєстровані величини інтенсивності УФ-С випромінювання, відбитого від стінок зварювальної kabini (0,03...0,17 Вт/м²), багаторазово перевищують ГДВ 0,001 Вт/м², регламентовану в СН 4557-88. Тому при роботі в зварювальній kabini необхідно вживати заходів щодо захисту потиличної частини голови і шиї від впливу відбитого випромінювання.

Список літератури/References

- (1988) СН 4557-88. Санитарные нормы ультрафиолетового излучения в производственных помещениях. Москва, Минздрав СССР.
- (1988) SN 4557-88: Sanitary standards of ultraviolet radiation in industrial premises. Moscow, Minzdrav USSR [in Russian].
- Левченко О.Г., Малахов А.Т., Арламов А.Ю. (2014) Ультрафиолетовое излучение при ручной дуговой сварке покрытыми электродами. *Автоматическая сварка*, **6-7**, 155–158.
- Levchenko, O.G., Malakhov, A.T., Arlamov, A.Yu. (2014) Ultraviolet radiation in manual arc welding using covered electrodes. *The Paton Welding J.*, **6-7**, 151-154.
- Вишняков В.И., Киро С.А., Опря М.В., Эннан А.А. (2020) Ультрафиолетовое излучение при электродуговой сварке металлов в защитном газе и способ его ослабления. *Фізика аеродисперсних систем*, **58**, 137–147.
- Vishnyakov, V.I., Kiro, S.A., Oprya, M.V., Ennan, A.A. (2020) Ultraviolet radiation in shielded arc welding of metals and method of its attenuation. *Fizyka Aerodyspersnykh System*, **58**, 137–147 [in Russian].
- Schwass, D., Wittlich, M., Shmitz, M., Siekmann, H. (2011) Emission of UV radiation during arc welding, *IFA-Information*, www.dguv.de/ifa, 1–12.
- Nakasima, H., Utsunomiya, A., Fujii, N., Okuno, T. (2016) Hazard of ultraviolet radiation emitted in gas tungsten arc welding of aluminum alloys. *Industrial Health*, **54**, 149–156.
- Okuno T., Ojima J., Sayto, H. (2001) Ultraviolet radiation emitted by CO₂ arc welding. *Ann. Occup. Hyg.*, **45**, 7, 597–601.
- Lyon, Terry L. (2002) Knowing the dangers of actinic ultraviolet emissions. *AWS Welding Journal*, 28–30.
- (2006) Directive 2006/25/EC of the European Parliament and of the Council of 5 April 2006 on the minimum health and safety requirements regarding the exposure on workers to risks arising from physical agents (artificial optical radiation).

ULTRAVIOLET RADIATION IN CONSUMABLE ELECTRODE MECHANIZED WELDING OF STEEL IN A MIXTURE OF SHIELDING GASES

A.T. Malakhov, V.A. Kuleshov

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

E-mail: office@paton.kyiv.ua

The paper gives the results of measuring the characteristics of ultraviolet radiation in UV-C range at consumable electrode mechanized welding in a mixture of shielding gases. These studies were the base for issuing recommendations on protection of welders and auxiliary personnel, as well as personnel not performing welding operations directly. Recorded values of the intensity of radiation, reflected from the welding booth walls (0.03...0.17 W/m²), exceed the TLV of 0.001 W/m², specified in SN 4557-88. Therefore, when working in a welding booth, it is necessary to take additional measures for protection of the back of the head and neck from exposure to reflected radiation. 8 Ref., 3 Tabl., 1 Fig.

Keywords: gas-shielded consumable electrode mechanized arc welding, ultraviolet radiation, safe distance, protection means

Надійшла до редакції 14.09.2021

Welding in the World

Volume 65, issues 9–10, 2021

<https://link.springer.com/journal/40194/volumes-and-issues/>

September 2021, issue 9

Рекомендації щодо відкритого наукового підходу до даних досліджень зварювальних процесів. *C. Fabry, A. Pittner, M. Rethmeier*

Вплив зварювальних напружень на рельєфне розтріскування під час термічної обробки сталі 13CrMoV, стійкої до повзучості, Частина III: оцінка залишкових напружень від дрібних до реальних зварних швів. *D. Schroepfer, A. Kromm, T. Kannengiesser*

Дослідження механізму впливу та оптимізації параметрів фізичного поля електромагнітно-ультразвукової сполуки на технологію лазерного наплавлення. *Guofang Hu, Yong Yang, Jindong Li*

Дослідження впливу зварювальної канавки на якість та стабільність гібридного зварювання лазер-MAG у горизонтальному положенні. *Wang Kai, Jiao Xiangdong, Li Congwei*

Оптимізація стикового зварювання тонких листів з цинковим покриттям за допомогою коливань променів волоконного лазера; формування, мікроструктура та механічні властивості зварного з'єднання. *Zhenghao Zhang, Yan Zhao, Hongtao Lu*

Звук і вилучення профілів зварних швів за допомогою автокодера з шумозаглушенням. *Li Ran, Gao Hongming*

Вплив рушійних сил на розплавлену ванну при дуговому зварюванні. *Won-Ik Cho, Suck-Joo Na*

Придушення блукання дуги під час холодного дугового зварювання металевим дротом. *R.A. Ribeiro, P.D. C. Assunção, A.P. Gerlich*

З'єднання композиту SiCf/SiBCN дротом зі сплаву CoNiPdNbCr та контроль міжфазних реакцій. *Wenwen Li, Xinyu Ren, Huaping Xiong*

Пайка композиту NbSS/Nb5Si3 до суперсплаву GH5188 із застосуванням дроту на основі Ni. *Xinyu Ren, Wenwen Li, Huaping Xiong*

Вплив локального стиснення на прямолінійність тріщини та ударну в'язкість. *A. Takumi Ozawa, B. Hiroaki Kosuge, D. Tomoya Kawabata*

Вплив конкуруючих насічок на втомну міцність країв різаної пластини. *P. Diekhoff, J. Drebing, K. Dilger*

Двовимірний аналіз механіки руйнування, впливу та обробки високочастотної механічної проковки на втомну поведінку швів конструкційної сталі. *Rakesh Ranjan, Scott Walbridge*

Послідовний вплив навантаження на втомну міцність при зварюванні та високочастотній механічній проковці (поперечні ребра жорсткості з м'якої сталі). *R. Schiller, D. Löschner, K. Dilger*

Картографування розсіювання в оцінці терміну служби зварних конструкцій з втомою. *Gustav Hultgren, Mansoor Khurshid, Zuheir Barsoum*

October 2021, issue 10

Порошковий дріт з меншим вмістом мікроелементів для зварювання сталей P91. *Zhuyao Zhang, Sorin Craciun, Vincent van der Mee*

Еволюція зварного сплаву з низьколегованої сталі/нікелю, під час термічної обробки після зварювання. *C.V. da Silva Lima, M. Verdier, H.P. Van Landeghem*

Оцінка тріщини рідкого металу у точкових зварних швах при інтенсивному зварюванні за допомогою промислової комп'ютерної рентгенівської томографії. *Seung-Chang Han, Hyeong-Mo Park, Tea-Sung Jun*

З'єднання сталей надвисокої міцності зварюванням опором за допомогою звичайних пістолетів для точкового зварювання. *Heinrich Günter, Gerson Meschut*

Мікроструктурний аналіз та механічні властивості з'єднань титанового сплаву TC4 та нержавіючої сталі 304 методом фрикційного зварювання. *Yongxin Lu, Xueli Xu, Wenya Li*

Досягнення у зварюванні фрикційним перемішуванням завдяки окремому контролю плеча та щупа. *M. Grätzel, F. Sieber, J. P. Bergmann*

Вплив моделей затвердіння на прогнозуванням сприйнятливості вуглецевих сталей до розтріскування при затвердінні. *Tayfun Soysal*

Мікроструктура та механічні властивості перехідної зони з'єднань IN718/Ti-6Al-4V. *A. Fayegeh, M. Aghaie-Khafri, B. Binesh*

Оцінка розтріскування сплавів на основі Ni при випробуванні методом Trans-Varestraint. *Georgia Effgen Santos, Emerson Mendonça Miná, Cleiton Carvalho Silva*

Теплове моделювання зварювання сталі марки API 5CT L80. *Vinothkumar Palanisamy, Jan Ketil Solberg, Per Thomas Moe*

Вплив багатошарових ремонтних зварних швів загартованої сталі для морських суден. *Kristin R. Carpenter, Pragathi Dissanayaka, Mikael Johansson*

Кількісна оцінка збільшеної деформації металу зварного шва під час випробування Trans-Varestraint. *Shotaro Yamashita, Shigetaka Okano, Kazuyoshi Saida*

Полімерні технології з'єднання (сучасний огляд). *L. R. Silva, E. A. S. Marques, Lucas F. M. da Silva*

Одностороннє ультразвукове зварювання вуглецевого волокна/композиту нейлон 66. *Qian Zhi, Jin-Ming Ma, Pei-Chung Wang*

Кількісне дослідження бокового розгалуження під час застигання зварної ванни. *Jiajie Wang, Wenjian Zheng, Jianping Xu*

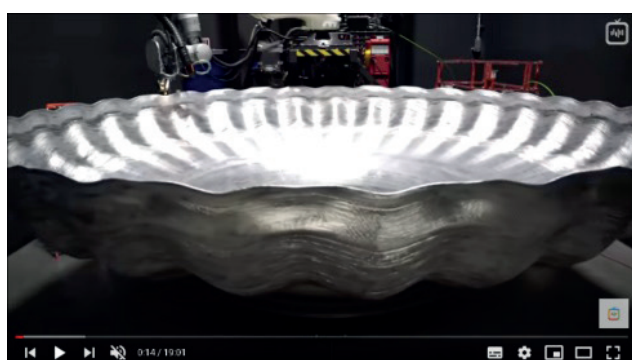
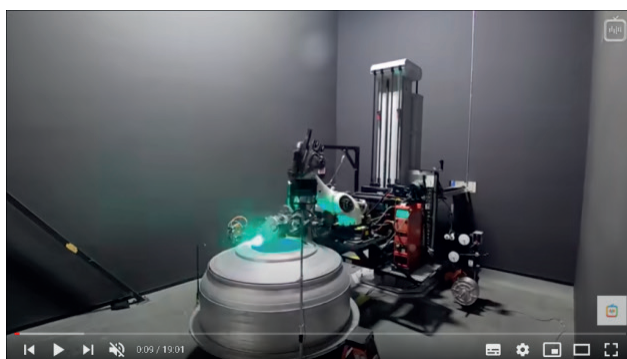
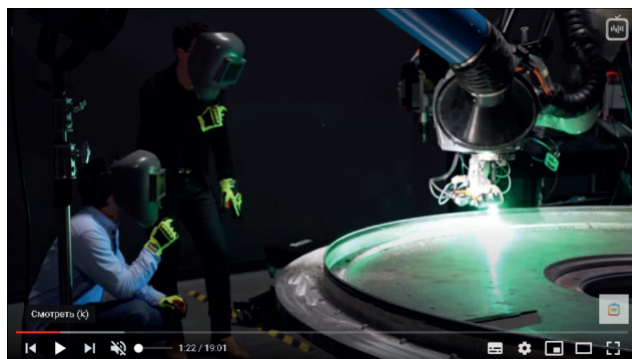
Поправка до: Вплив залишкових напружень і середніх напружень на стиск на втомну міцність поздовжніх зварних шпунтів. *Jonas Hensel, Thomas Nitschke-Pagel, Klaus Dilger*

3D-ДРУК КОСМІЧНИХ РАКЕТ

(чи відбудеться руйнування традиційної космічної промисловості?)

Компанія «Relativity Space» (США) розробила технологію та обладнання для 3D-друку корпусу та паливних баків космічних ракет. Ракета високою 30 м друкується за 60 днів. Використовується гібридна зварювальна технологія «дуга + лазер»,

швидкість друку 25,4 см/с, матеріал для друку – алюміній. Всі розміри при друці витримуються з точністю за волосину людини (до 0,1 мм). Шорсткість збільшує масу на 5...10 %, але вона не впливає на аеродинамічні властивості корпусу ракети.



<https://m.youtube.com/watch?v=6d-Rhi5kRyw&feature=youtu.be>



МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ «ПРОМЕНЕВІ ТЕХНОЛОГІЇ В ЗВАРЮВАННІ ТА ОБРОБЦІ МАТЕРІАЛІВ»

У період з 6 по 10 вересня 2021 р. в Одесі на базі готелю «Аркадія» відбулася X Міжнародна конференція «Променеві технології в зварюванні та обробці матеріалів» (LTWMP-2021), організована Інститутом електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України та Міжнародною Асоціацією «Зварювання». В роботі конференції взяли участь понад 40 вчених і фахівців з України, Словаччини, Німеччини та заочно з Китаю. Конференція була організована у вигляді пленарних та стендових сесій, робочі мови конференції українська, російська та англійська. До початку конференції була видана збірка тез доповідей. Під час пленарних та стендових сесій було заслухано 30 доповідей. Відкрив конференцію Голова програмного комітету конференції, директор ІЕЗ ім. Є.О. Патона академік І.В. Кривцун. У своєму виступі він зазначив, що для участі в конференції були заявлені доповіді по лазерній тематиці, гібридним і 3D технологіям, а також доповіді по електронно-променевим технологіям в зварюванні та в спеціальній електрометалургії.*

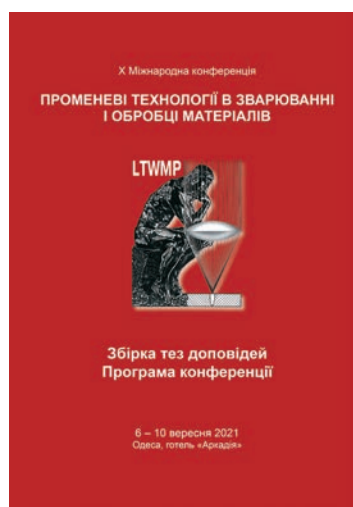
Академік І.В. Кривцун зробив доповідь від колективу авторів з України та Німеччини «Гібридні лазерно-дугові процеси зварювання», *Кривцун І.В., Демченко В.Ф., Крикент І.В., Семенов О.П., Абдулах В.М.*, ІЕЗ ім. Є.О. Патона, Київ, *У. Райсген, Б. Герхардс, А. Буш, О. Забіров*, Інститут зварювання та з'єднань, Аахен, Німеччина. Зокрема в доповіді він зазначив, що додатковий локальний нагрів дугової плазми за допомогою сфокусованого променя CO_2 -лазера призводить до утворення високотемпературної області в плазмі дугового стовпа, локалізованої поблизу осі пучка, де максимальна досягнута температура плазми зростає зі збільшенням потужності лазерного променя. Формуван-

ня такої високотемпературної області покращить просторову стійкість дуги при гібридному зварюванні (GTA+ CO_2 -лазер), що особливо важливо при високих швидкостях зварювання. Перерозподіл електричного потенціалу в плазмі дуги через зміну просторового розподілу її температури під впливом лазерного променя призводить до значного збільшення щільності струму в близько-анодній плазмі та теплового потоку, що подається дугою на анод. Загальна потужність, що вводиться дугою в метал, зварюваний у гібридному процесі (GTA+ CO_2 -лазер), дещо перевищує вхідну потужність відповідної дуги за умов звичайного зварювання GTA. Взаємодія сфокусованого лазерного променя з дуговою плазмою призводить до певного зменшення потужності лазерного випромінювання, що досягає поверхні анода, в результаті часткового поглинання лазерного випромінювання в плазмі дугового стовпа.

Відзначимо деякі з доповідей, які дають уявлення про тематику доповідей на конференції та проблеми, що обговорювались:

– «Contribution to the welding of hot-rolled aluminum-lithium alloys by electron beam», *Drimal Daniel*, PRVA ZVARACSKA a. s., Bratislava, Slovak Republic;

– «Нові технологічні можливості виготовлення якісних деталей великого розміру методом 3D друку з використанням профільних електронних променів та дроту», *Ковальчук Д.В.*, ЧАО «НВО Червона Хвиля», Київ;



Збірка тез конференції



Виступ академіка І.В. Кривцуна при відкритті конференції

*Паралельно проходила II науково-практична конференція «Неруйнівний контроль та моніторинг технічного стану» (НКМТС-2021), яка також була організована ІЕЗ ім. Є.О. Патона, Міжнародною Асоціацією «Зварювання» та УТНКТД.

– «Закономерности поведения тугоплавких кислородосодержащих включений в титане при ЭЛП», *Ахонин С.В., Березос С.В., Пикулин А.Н. и др.*, ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев;

– «Электронно-лучевая технология как неотъемлемая часть комплексного восстановления компонентов газотурбинных двигателей», *Шкрыль О.М., Куренкова В.В.*, ООО «Патон Турбайн Текнолоджиз», Киев;

– «Аддитивні електронно-променеві технології пошарового виготовлення металевих виробів з порошкових матеріалів», *Матвійчук В.А., Нестеренков В.М.*, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, Київ;

– «Застосування SLM-технології для виготовлення дентальних імплантів зі сплаву на основі титану», *Аджамський С.В.¹, Кононенко А.А.^{1,2}, Подольський Р.В.^{1,2}*, ¹LLC «Additive Laser Technology of Ukraine», Дніпро, ²Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, Дніпро;

– «Особенности формообразования сварных швов при лазерно-плазмовому зварюванні», *Коржик В.М.¹, Хаскін В.Ю.², Гринюк А.А.¹ та ін.*, ¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, Київ, ²Китайсько-український Інститут зварювання Академії наук провінції Гуандун, КНР;

– «Дослідження точкових зварних з'єднань нікеліду титану, одержаних лазерним зварюванням», *Бернацький А.В., Сіора О.В., Бондарєва В.І. та ін.*, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, Київ;

– «Зварювання полімерних матеріалів лазерами низької та середньої потужності», *Кораб М.Г., Таланюк В.В., Сенченков І.К. та ін.*, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, Київ;

– «Вплив просторового положення на хімічну неоднорідність металу швів при лазерному зварюванні корозійностійкої жароміцної сталі AISI321», *Бернацький А.В., Позняков В.Д., Берднікова О.М. та ін.*, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, Київ;

– «Особенности электронно-лучевой сварки алюминиевого сплава 1570 и механические свойства его сварных соединений при криогенных температурах», *Скрябинский В.В.¹, Нестеренков В.М.¹, Микитчик А.В.²*, ¹ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев; ²ГП «Международный центр электронно-лучевых технологий ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев»;

«Вплив газодинамічних процесів при лазерному зварюванні сталі 09Г2С у різних просторових положеннях на геометричні характеристики та форму зварних з'єднань», *Бернацький А.В., Сіора О.В., Набок Т.М. та ін.*, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, Київ;

– «Применение технологии селективного лазерного плавления при изготовлении деталей авиационной техники», *Касай П.А., Лысенко Н.А.,*

Клочихин В.В., Педаш А.А., АО «Мотор Сич», Запорожье;

– «The influence of focusing current on the properties of electron beam welded joints produced on 2219 high strength aluminum alloy», *Sahul Mir.¹, Nesterenkov V.², Rusynyk M.² and others*, ¹Slovak University of Technology in Bratislava, Slovakia, ²E.O. Paton Electric Welding Institute of NAS of Ukraine, Kyiv;

– «Особенности руйнування зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8%Al-5,1%Mo-4,9%Fe, отриманого методом ЕПП», *Костін В.А., Таранова Т.Г., Григоренко С.Г., Білоус В.Ю.*, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, Київ;

– «Hybrid laser-arc welding of laser and plasma-cut 20 mm thick structural steels with AC magnetic support», *Üstündağ Ö., Bakir N., Gumenyuk A., Rethmeier M.*, Bundesanstalt für Materialforschung und prüfung (BAM), Berlin, Germany;

– «Improvement of the mechanical properties and corrosion resistance of laser welds on thick duplex plates by laser clad buttering», *Gumenyuk A., Straße A., Rethmeier M.*, Bundesanstalt für Materialforschung und prüfung (BAM), Berlin, Germany;

– «Вдосконалення термобар'єрного покриття типу CoCrAlY/ZrO₂-8%Y₂O₃ шляхом легування поверхні металевого шару», *Яковчук К.Ю.¹, Мьяльниця Г.П.², Микитчик А.В.¹, Рудой Ю.Е.¹*, ¹ДП «Міжнародний центр електронно-променевих технологій ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України», Київ, ²ДП «Науково-виробничий комплекс газотурбобудування «Зоря»-«Машпроект», Миколаїв;

– «Влияние длительных выдержек на структуру и свойства образцов из сплава IN625, изготовленных методом селективного лазерного плавления», *Лысенко Н.А., Педаш А.А., Клочихин В.В., Касай П.А.*, АО «Мотор Сич», Запорожье;

– «Электронно-лучевая сварка и упрочняющая термообработка высокопрочных титановых сплавов на основе β-фазы», *Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В. и др.*, ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев;

– «Дослідження процесу лазерного зварювання тонколистових високоміцних алюмінієвих сплавів», *Коржик В.М.¹, Хаскін В.Ю.², Гринюк А.А.¹ та ін.*, ¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, Київ, ²Китайсько-український Інститут зварювання Академії наук провінції Гуандун, КНР;

– «Properties of welded joints of boron alloyed austenitic stainless steel prepared by laser», *Drimal D., Kolenic F., Kovac L.*, PRVA ZVARACSKA a. s., Bratislava, Slovak Republic.

У конференції також взяли участь без доповідей представники ряду промислових підприємств України з Києва, Дніпра, Запоріжжя, Харкова, Кривого



Учасники конференцій LTWMP-2021 та НКМТС-2021

Рогу, Кам'янського, Одеси, на яких використовують у виробничому циклі лазерні і променеві технології.

По завершенню конференції був проведений круглий стіл «Практичні застосування променевих технологій». Під час проведення круглого сто-



Учасниці конференції при вході у отель «Аркадія»

лу обговорювалися актуальні проблеми розвитку променевих зварювальних технологій стосовно отримання тривимірних виробів з різних металевих матеріалів і були продемонстровані готові вироби, отримані за допомогою лазерного 3D прототипування (ТОВ «Лазерні адитивні технології України») та в електронно-променевих установках (ПрАТ «НВО Червона Хвиля», ІЕЗ ім. Є.О. Патона).

До кінця 2021 р. будуть видані праці конференції LTWMP-2021. Праці попередніх дев'яти конференцій LTWMP можна замовити в редакції журналу «Автоматичне зварювання» або отримати у відкритому доступі на сайті видавництва ІЕЗ ім. Є.О. Патона за посиланням: <http://patonpublishinghouse.com/eng/proceedings/lwmp>.

Доброзичлива, гостинна, творча обстановка конференції сприяла розвитку корисних дискусій, встановленню ділових контактів. Учасники конференції висловили одностайне схвалення пропозиції щодо проведення наступної, одинадцятої Міжнародної конференції по променевим технологіям в зварюванні та обробці матеріалів (LTWMP-2023) у вересні 2023 р. в Одесі, Україна.

Організаційний комітет конференції LTWMP-2021 висловлює подяку і вдячність компаніям «Червона Хвиля», Китайсько-українському інституту зварювання ім. Є.О. Патона, Центру «Титан» ІЕЗ, Центру електронно-променевого зварювання ІЕЗ і Міжнародному центру електронно-променевих технологій ІЕЗ за надану допомогу в проведенні конференції.

Олександр Зельніченко,
канд. фіз.-мат. наук.

МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ «НАНОМАТЕРІАЛИ: ЗАСТОСУВАННЯ ТА ВЛАСТИВОСТІ»

З 5 по 11 вересня 2021 р. у місті Одеса у Gagarinn Hotel пройшла 11 Міжнародна конференція «Наноматеріали: застосування та властивості» (Nanomaterials: Applications & Properties) (NAP-2021) під керівництвом всесвітньо відомих фахівців в галузі наноматеріалознавства Олександра Погребняка (Україна) та Валентина Новосада (США).

Конференція NAP-2021 була присвячена актуальнішим аспектам сучасного матеріалознавства нанорозмірних матеріалів. Хоча наука о наноматеріалах швидко розвивається та значною мірою перетворює майже всі аспекти нашого повсякденного життя, все ще залишається багато напрямків дослідження та використання наноматеріалів. Від електроніки та суперкомп'ютерів малої потужності до сучасних ліків та персоналізованої медицини, від нових галузей промислового застосування та відновлюваної енергетики до передових технологій транспортування та отримання чистого повітря.

Організаторами конференції були всесвітньо відомі міжнародні наукові організації: IEEE - найбільша у світі науково-технічна професійна організація, діяльність якої присвячена просуванню новітніх технологій, IEEE Nanotechnology Council та факультет електроніки та інформаційних технологій Сумського державного університету. Інформаційну, технічну та фінансову підтримку конференції було надано Angstrom Engineering Inc. (Канада), Anton Paar GmbH (Німеччина), ATLANT 3D Nanosystems (Данія), ZEISS (Німеччина), BioUkraine (Україна) та інш. У роботі конференції прийняли участь фахівці з 37 країн світу, було заслухано 120 доповідей по 14 секціям (тенденції та досягнення у фізиці та хімії наноматеріалів; магнітні матеріали та явища; спінові хвилі & магнітоніка; нанобіота, наномедицина; синтез наноматеріалів та наноконструктивів; тонкі плівки та покриття; наноманіпуляції; надпровідність і магнетизм; нанорозмірне зображення; транспортні властивості;

нано- та мікроелектроніка; наноматеріали для застосування в енергетиці; магнітні наночастинки; каталіз та наноматеріали; міждисциплінарні та інші теми), було представлено біля 100 постерних доповідей та 80 доповідей у режимі онлайн (zoom). Робоча мова конференції англійська.

Пленарні доклади були проведені всесвітньо відомими фахівцями у галузі матеріалознавства наноматеріалів: професором Yury Gogotsi, Drexel University (USA) «ColorsofMXenes – Optical Properties and Optoelectronic Applications of 2D Carbides and Nitrides», професором Shaowei Chen, University of California, Santa Cruz (USA) «Metal/Carbon Nanocomposite Catalysts for Electrochemical Energy Technologies», Laura H., Greene National High Magnetic Field Laboratory - Tallahassee (USA) «The Dark Energy of Quantum Materials», Bingqing (B.Q.) Wei University of Delaware (USA) «Super-semiconductor: An Intriguing Conducting Material».

Запрошені спікери представляли майже всі світові центри дослідження наноматеріалів: Bechelany, Mikhael Institut Européen des Membranes (France) «Bionanomaterials: Design, Properties and Applications», Garcia-Martin, Jose-Miguel Institut de Micro y Nanotecnología – CSIC (Spain) «Magnetic Force Microscopy of Advanced Materials and Nanostructures», Ichiyanagi, Yuko Yokohama National University (Japan) «Magnetic Relaxation of PEG Modified Ni-ferrite Nanoparticles», Mantovani, Diego Laval University (Canada) «Nanomaterials and Nanocoatings for the Next Generation of Health and Regenerative Medicine» та багато інших дослідників.

Українські спікери Максим Погорелов «Possible Autocatalytic Reduction of Resazurin by MXenes with Cultured Cells» (СумДУ, м. Суми), Володимир Голуб «Magnetic Anisotropy of Nanotwinned Martensite in Magnetic Shape Memory Alloys» (Інститут магнетизму НАНУ, Київ), Володимир Іващенко «Structure and Properties of Interfaces in the Nanocomposites and Multilayers Based on Transition Metal Compounds» (ІІМ, Київ), Максим Стріха «Fundamental Constraints for the Length of the MOSFET Conduction Channel Based on the Realistic form of the Potential Barrier» (Національний університет ім. Т.Г. Шевченка, Київ) та інші представили основні тенденції у отриманні, дослідженні, використанні та впровадженні наноматеріалів у сучасних технологіях.

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України був представлений на конференції доповідями:





Олена Берднікова, Валерій Костін «Structure features of surface layers in structural steel after laser-plasma alloying with $48(WC-W_2C) + 48Cr + 4Al$ powder», Аліна Вашук, Максим Юрженко «Chemical Welding of Novel Epoxy Nanocomposites»; Роман Колісник, Максим Юрженко «Coatings for Improving Adhesion between Metal Mesh Heating Element and Polymer in Electrofusion Welding of Thermoplastics», Ольга Мосійчок, Максим Юрженко «PLA Composites Filled with Ag Nanoparticles for 3D Printing of Products with Functional Properties»; Максим Ковальчук, Максим Юрженко, Ольга Мосійчок «Innovative Way of Joining of Dissimilar Materials».

У рамках конференції NAP-2021 було проведено ряд соціальних заходів: «Meet the Experts», «IEEE Young Professionals & Students»; «IEEE Women in Science & Engineering» та ряд інших.

У заключній промові Олександр Погребняк подякував учасникам конференції, що вони в сучасних умовах знайшли час та можливості взяти участь у конференції NAP-2021 та висловив думку, що конференція стала чудовою міжнародною платформою для привабливого та неформального обміну думками, новими ідеями та технологічними рішеннями, що надала можливості для зміцнення існуючої співпраці та стимулювання нових партнерських відносин, тим самим прискорюючи застосування нанотехнологій для вирішення найгостріших наукових та суспільних потреб людства.

Матеріали конференції NAP-2021 буде опубліковано онлайн на сайті IEEE XploreDigitalLibrary <https://ieeexplore.ieee.org/Xplore/home.jsp>.

Валерій Костін,
Олена Берднікова

Передплата 2022

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

*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою банделоллю.

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

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

Передплата на електронну версію журналів.

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

Передплата через сайт видавництва:

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

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem/subscription>

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/tdnk/subscription>

<https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj/subscription>

На сайті видавництва у 2022 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2020 рр.