

# З АВТОМАТИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ 1 2025

«Автоматичне зварювання»

«Avtomatychne Zvaryuvannya» (Automatic Welding)

Видається з 1948 р.

www.patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as

Published since 1948

## ЗМІСТ

### НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

Рябцев І.О., Книш В.В., Бабінець А.А., Соловей С.О.,  
Рябцев І.І., Лентюгов І.П. Особливості зародження та  
розвитку втомних тріщин при циклічних механічних наван-  
таженнях наплавлених пластин.....3

Адгамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В.,  
Сафронова О.А. Дослідження впливу шорсткості на ме-  
ханічні властивості зразків з нержавкої сталі, виготовлених  
за LPBF-технологією..... 8

Фадєєва Г.В., Максимов С.Ю., Chuanbao Jia, Васильєв Д.В.,  
Радзівська А.А. Щодо питання визначення кількісного фа-  
зового складу металу зварних з'єднань дуплексних сталей .. 13

Шльонський П.С., Фен Гао Особливості зварювання вибу-  
хом оболонки реакторів на швидких нейтронах .....23

### ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

Загорніков В.І., Нестеренков В.М., Хрипко К.С.,  
Ігнатуша О.М. Електронно-променеве зварювання  
елементів газового клапана зі сплаву Мо–Ті–Zr .....30

Ланкін Ю.М., Семікін В.Ф., Романова І.Ю., Байштрук Є.М.  
Блок керування джерелом живлення змінної напруги для  
електрошлакового зварювання та переплаву .....40

Мінаков С.М., Мінаков А.С., Степанов Д.В., Чвертко Є.П.,  
Стреленко Н.М., Вдовиченко Д.М., Вдовиченко І.М. Систе-  
ми переміщення для дугового адитивного виробництва на  
базі типового устаткування .....45

Піскун Н.В., Булацев О.Р., Крюков В.А., Zeng Ruchuan,  
Терновий Є.Г. Робоче місце космонавта-зварника для  
зварювання об'єктів на поверхні Місяця..... 50

### ІНФОРМАЦІЯ

Ю.М. Ланкіну – 90! .....56

50 років експерименту «АРАКС». Зондування іоносфери  
та магнітосфери Землі потужним електронним пучком..... 57

## CONTENTS

### SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Ryabtsev I.O., Knysh V.V., Babinets A.A., Solovej S.O.,  
Ryabtsev I.I., Lentyugov I.P. Features of origination and  
propagation of fatigue cracks under cyclic mechanical loads of  
deposited plates .....3

Adjamskiy S.V., Kononenko G.A., Podolskiy R.V., Safronova O.A.  
Study of the influence of roughness on the mechanical  
properties of stainless steel samples made by LPBF-technology.....8

Fadeeva G.V., Maksymov S.Yu., Chuanbao Jia, Vasiliev D.V.,  
Radzievska A.A. Regarding the issue of determining the  
quantitative phase composition of the metal of welded joints of  
duplex steels..... 13

Shlonskiy P.S., Feng Gao Features of explosion welding of  
fast neutron reactor shells .....23

### INDUSTRIAL

Zagornikov V.I., Nesterenkov V.M., Khripko K.S.,  
Ignatusha O.N. Electron beam welding of gas valve elements  
from Mo-Ti-Zr alloy .....30

Lankin Yu.M., Semikin W.F., Romanova I.Yu., Bayshtрук Ye.M.  
AC power source control unit for electroslag welding and  
remelting.....40

Minakov S.M., Minakov A.S., Stepanov D.V., Chvertko Ye.P.,  
Strelenko N.M., Vdovychenko D.M., Vdovychenko I.M.  
Movement systems for ARC additive manufacturing based on  
typical equipment.....45

Piskun N.V., Bulatsev O.R., Kryukov V.A., Zeng Ruchuan,  
Ternoviy Ye.H. Workplace of a cosmonaut-welder for welding  
of objects on the surface of the Moon .....50

### INFORMATION

Yu.M. Lankin – 90! .....56

50 years to the experiment of «ARAKS». Sounding of  
ionosphere and magnetosphere of Earth by a powerful  
electron beam..... 57



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



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

**РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ**

Вчені ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ (Київ):

**І.В. Кривцун** (головний редактор),

**О.М. Берднікова, В.В. Книш,**

**В.М. Коржик, Ю.М. Ланкін,**

**Л.М. Лобанов, С.Ю. Максимов,**

**О.В. Махненко, М.О. Пашин,**

**В.Д. Позняков, І.О. Рябцев,**

**І.Ю. Романова** – відповідальний секретар;

**В.В. Дмитрик**, НТУ «ХПІ», Харків;

**В.В. Квасницький, Є.П. Чвертко,**

НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», Київ;

**А.Л. Майстренко,**

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАНУ;

**В.В. Перемітько,**

Дніпровський державний технічний університет, Кам'янське;

**У. Райсген**, Інститут зварювання та з'єднань,  
Аахен, Німеччина.

Виконавчий директор – О.Т. Зельніченко,  
Міжнародна Асоціація «Зварювання», Київ

**Видавець**

Міжнародна Асоціація «Зварювання»

**Адреса редакції**

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ

03150, Україна, Київ, вул. Казимира Малевича, 11

Тел./факс: (38044) 205-23-90

E-mail: [journal@paton.kiev.ua](mailto:journal@paton.kiev.ua)

[www.patonpublishinghouse.com/ukr/journal/as](http://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

Журнал зареєстровано Національною радою України з  
питань телебачення і радіомовлення 9 травня 2024 року,  
ідентифікатор медіа R30-04566.

ISSN 3041-2374 print

ISSN 3041-234X online

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

**Передплата 2025**

Передплатний індекс 70031.

6 випусків на рік (видається раз на два місяці).

Друкована версія: 1800 грн. за річний комплект  
з урахуванням доставки рекомендованою банделроллю.

Електронна версія: 1800 грн. за річний комплект  
(випуски журналу надсилаються електронною поштою  
у форматі .pdf або для IP-адреси комп'ютера  
передплатника надається доступ до архіву журналу).  
Передплата можлива на попередні випуски за любий рік.

Статті з журналу «Автоматичне зварювання» вибірково  
перевидаються англійською мовою в журналі  
«The Paton Welding Journal»:

[www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj](http://www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj)

За зміст рекламних матеріалів  
видавець відповідальності не несе.

**EDITORIAL BOARD**

Scientists of E.O. Paton Electric Welding Institute  
of NASU (Kyiv, Ukraine):

**I.V. Krivtsun** (Editor-in-Chief),

**O.M. Berdnikova, V.V. Knysh,**

**V.M. Korzhik, Yu.M. Lankin,**

**L.M. Lobanov, S.Yu. Maksimov,**

**O.V. Makhnenko, M.O. Pashchin,**

**V.D. Poznyakov, I.O. Ryabtsev,**

**I.Yu. Romanova** – Executive Secretary;

**V.V. Dmitrik**, NTU «Kharkiv Polytechnic Institute»,  
Kharkiv, Ukraine;

**V.V. Kvasnytskyi, E.P. Chvertko**, NTUU «Igor Sykorsky  
Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv, Ukraine;

**A.L. Maistrenko**, V. Bakul Institute for Superhard Materials  
of the NASU, Kyiv, Ukraine;

**V. V. Peremitko**, Dniprovsky State Technical University,  
Kamianske, Ukraine;

**U. Reisgen**, Welding and Joining Institute, Aachen, Germany.  
Executive Director – O.T. Zelnichenko,  
International Association «Welding», Kyiv, Ukraine

**Publisher**

International Association «Welding»

**Editorial office**

E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU

03150, Ukraine, Kyiv, 11 Kazymyr Malevych Str.

Tel./fax: (38044) 205-23-90

E-mail: [journal@paton.kiev.ua](mailto:journal@paton.kiev.ua)

[www.patonpublishinghouse.com/eng/journal/as](http://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 publishing Editorial Board of the Journal

The Journal was registered by the National Council of Ukraine  
on Television and Radio Broadcasting on 09.05.2024,  
carrier identifier R30-04566.

ISSN 3041-2374 print

ISSN 3041-234X online

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

**Subscription 2025**

Subscription index 70031.

6 issues per year, back issues available.

\$192, subscriptions for the printed (hard copy) version,  
air postage and packaging included.

\$156, subscriptions for the electronic version  
(sending issues of Journal in pdf format  
or providing access to IP addresses).

Subscription is possible for previous issues for any year.

Articles from «Avtomatychne Zvaryuvannya» (Automatic Welding)  
journal is republished selectively in English in  
«The Paton Welding Journal»:

[www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj](http://www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj)

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

Підписано до друку 25.02.2025.

Формат 60×84/8. Офсетний друк. Ум. друк. арк. 7.4.  
Друк ТОВ «ДІА». 03022, м. Київ-22, вул. Васильківська, 45.

# ОСОБЛИВОСТІ ЗАРОДЖЕННЯ ТА РОЗВИТКУ ВТОМНИХ ТРІЩИН ПРИ ЦИКЛІЧНИХ МЕХАНІЧНИХ НАВАНТАЖЕННЯХ НАПЛАВЛЕНИХ ПЛАСТИН

І.О. Рябцев, В.В. Книш, А.А. Бабінець, С.О. Соловей, І.І. Рябцев, І.П. Лентюгов

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: ryabtsev39@gmail.com

Досліджено особливості зародження та розвитку втомних тріщин при циклічних механічних навантаженнях зразків, наплавлених в один зносостійкий шар або з додатковим наплавленим пластичним підшаром. Встановлено принципово інший характер розвитку втомних тріщин у зразках, наплавлених з пластичним підшаром із низьковуглецевої сталі, у порівнянні зі зразками, наплавленими без підшару. У зразках, які були наплавлені з пластичним підшаром, на відміну від зразків, наплавлених без підшару, у процесі проходження магістральної тріщини втоми через наплавлений шар і підшар, на границі зносостійкого шару та пластичного підшару, а також підшару та основного металу відбувається розгалуження та своєрідне гальмування магістральної тріщини втоми. Бібліогр. 7, рис. 6.

*Ключові слова:* дугове наплавлення, циклічні навантаження, втомна довговічність, втомні тріщини, одношарове наплавлення, багатшарове наплавлення, зносостійкий шар, пластичний підшар

**Вступ.** Термін служби деталей машин і механізмів, які експлуатуються в різних галузях промисловості, залежить насамперед від умов їх експлуатації та властивостей матеріалів, з яких ці деталі виготовлені. При цьому багато з цих деталей експлуатуються в умовах різних видів зношування та циклічних механічних навантажень різної інтенсивності. Комбінація таких умов експлуатації найчастіше призводить до передчасного, а іноді аварійного виходу з ладу цих деталей внаслідок втомного руйнування. Це також може призвести до виходу з ладу технологічного устаткування, до складу якого такі деталі входять.

Особливо актуальною ця проблема є для гірничо-металургійної, машинобудівної та інших галузей промисловості, в яких використовується високоефективне технологічне устаткування. Зупинка такого устаткування для заміни зношених деталей призводить до втрат від невипущеної продукції, які можуть у багато разів перевищувати прямі витрати на придбання нових деталей і заміну зношених. До числа таких деталей відносяться валки холодної та гарячої прокатки різного призначення; штампи холодної та гарячої штампування; ролики машин безперервного лиття заготовок; ножі холодної та гарячої різання металу та ін. [1–4].

Відомо, що багато з цих деталей наплавляються при виготовленні. Практично всі після певного строку експлуатації і часткового зношування неодноразово відновлюються методами наплавлення та використовуються повторно [1]. У процесі по-

дальшої тривалої експлуатації в умовах одночасної дії зношування та циклічних механічних навантажень у наплавленому та основному металі можуть зароджуватися та розвиватися втомні тріщини, які можуть призвести до аварійного руйнування деталі. Тому актуальною та важливою є проблема дослідження впливу матеріалів і технологій, які використовуються при виготовленні та відновлювальному наплавленні згаданих вище деталей, на їх втомну довговічність, зокрема, в першу чергу, на особливості зародження та розвитку в них втомних тріщин.

При цьому для наплавлення робочих поверхонь згаданих вище деталей використовують високосносостійкі вуглецеві або високовуглецеві матеріали, які мають погану зварюваність. Для її поліпшення використовують підігрів або наплавлення пластичних підшарів, а іноді те й інше разом [1]. При цьому наплавлення пластичного підшару може вплинути на втомну довговічність деталі, що наплавляється, і, насамперед, на характер зародження та поширення в ній втомних тріщин.

**Мета роботи** – дослідити особливості зародження та розвитку втомних тріщин при циклічних механічних навантаженнях зразків, наплавлених в один зносостійкий шар або з додатковим наплавленим пластичним підшаром.

**Матеріали та методики досліджень.** Для досліджень особливостей зародження та розвитку втомних тріщин були виготовлені призматичні заготовки зразків зі сталі 40Х розмірами 25×45×300

Рябцев І.О. – <https://orcid.org/0000-0001-7180-7782>, Книш В.В. – <https://orcid.org/0000-0003-1289-4462>,

Бабінець А.А. – <https://orcid.org/0000-0003-4432-8879>, Рябцев І.І. – <https://orcid.org/0000-0001-7550-1887>,

Соловей С.О. – <https://orcid.org/0000-0002-1126-5536>, Лентюгов І.П. – <https://orcid.org/0000-0001-8474-6819>

© І.О. Рябцев, В.В. Книш, А.А. Бабінець, С.О. Соловей, І.І. Рябцев, І.П. Лентюгов, 2024

мм з обробкою під наплавлення 12,5×150 мм по центру заготовки зразка.

Для дугового наплавлення на заготовки зразків зносостійкого шару використовували порошок дріт ПП-Нп-25Х5ФМС діаметром 2,4 мм, який забезпечує отримання наплавленого металу типу інструментальної теплостійкої сталі 25Х5ФМС. Наплавлення виконували під плавким флюсом АН-26П. Для дугового наплавлення пластичного підшару використовували суцільний дріт Св-08А діаметром 2,0 мм та плавкий флюс АН-348А.

Для мінімізації деформування наплавлених зразків і з метою зменшення обсягу робіт з механічної обробки заготовки під наплавлення склалися в пакет по 3–5 штук, використовувалися спеціальні прокладки між ними та скріплювалися прихватками. З боків пакетів приварювали вивідні планки.

Перед наплавленням здійснювали попередній підігрів пакетів заготовок до 250...300 °С. Потім виконувалося автоматичне дугове наплавлення пакетів заготовок під флюсом. Одні пакети заготовок наплавляли порошковим дротом ПП-Нп-25Х5ФМС під флюсом АН-26П без пластичного підшару, інші – з пластичним підшаром, наплавленим дротом Св-08А під флюсом АН-348А. Після наплавлення пакети заготовок розташовували під шар флюсу для уповільненого охолодження.

Після охолодження кожний пакет заготовок розрізався по прокладкам абразивними кругами на окремі зразки. Були заміряні величини деформації наплавлених зразків. Величина вигину заготовок у вертикальній площині після наплавлення не перевищувала  $\pm 1,5$  мм на довжині 300 мм, що не потребувало додаткової правки перед шліфуванням зразків з чотирьох сторін на розмір 20×40×300 мм з наплавленим шаром по центру зразка 10×150 мм (рис. 1, а–в).

Перед початком втомних випробувань по центру наплавленого шару всіх отриманих призматичних зразків виконували гострій надріз завглибшки 1 мм з радіусом при його вершині 0,25 мм. При триточковому згинанні з додатком навантаженням з боку основного металу з асиметрією циклу 0,01 і частотою 5 Гц при рівнях максимальних прикладених напружень, які не перевищували експлуатаційних, від гострого надрізу вирощували вихідну тріщину.

Незважаючи на наявність гострого надрізу по центру зразка, після зародження всі тріщини втомні розвивалися на бокових поверхнях зразка від одного або двох його бічних ребер. Характер зародження та розвитку втомних тріщин на бокових



Рис. 1. Пакет заготовок після наплавлення (а), заготовки зразків після розрізання (б), зразки після остаточного шліфування (в)

поверхнях зразків фотографували та вимірювали за допомогою штангенциркуля.

**Результати досліджень та їх обговорення. Зародження та розповсюдження втомних тріщин у зразках сталі 40Х, наплавлених порошковим дротом ПП-Нп-25Х5ФМС без підшару.** У процесі циклічних механічних навантажень у зразках, наплавлених без підшару, тріщини втомні утворювалися переважно в наплавленому шарі на відстані 1...3 мм від лінії сплавлення основного металу та наплавленого зносостійкого шару (рис. 2, а–в).

Границя сплавлення наплавленого та основного металів грає роль концентратора напружень, через що втомні тріщини переважно зароджуються поблизу неї (215...760 мкм) та на першому етапі циклічних механічних навантажень розташовані в наплавленому металі, що пояснюється його нижчою пластичністю та більшою твердістю у порівнянні з основним металом. Дослідження мікроструктури травлених шліфів зразків, наплавлених без підшару, після втомних випробувань показали, що втомні тріщини переважно розвиваються у напрямку осей утворення дендритів наплавленого металу 25Х5ФМС (рис. 3, а, б).

Найчастіше утворювалося декілька паралельних тріщин на відстані 1...15 мм одна від одної

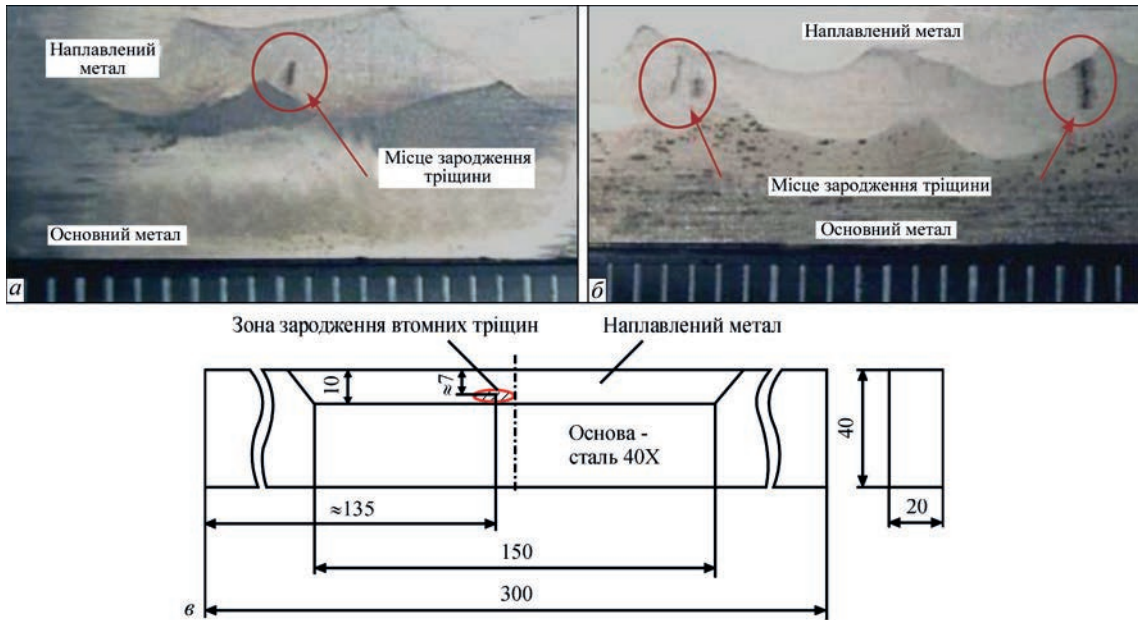


Рис. 2. Місця зародження втомних тріщин у зразках, наплавлених без підшару (а, б), схематичне зображення їх розташування в наплавленому зразку (в)

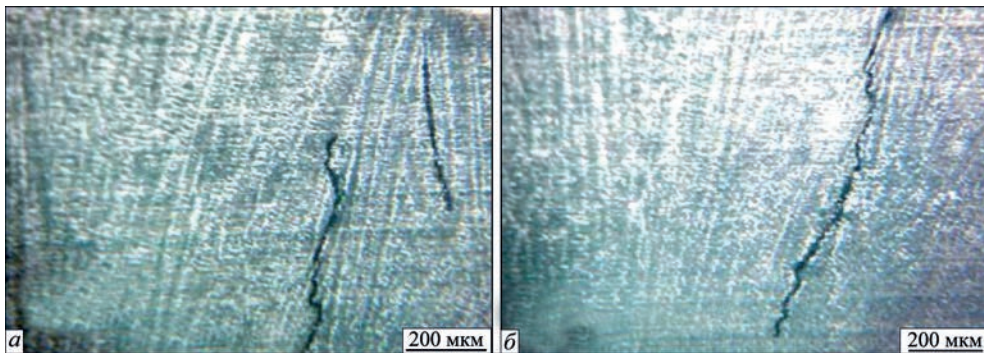


Рис. 3. Характер розвитку втомних тріщин у наплавленому металі 25X5ФМС

і, як правило, поблизу зон сплавлення двох сусідніх валиків (рис. 4, а). Спочатку під час втомних випробувань тріщини розвивалися в наплавленому металі лише в бік виходу на поверхню. Після проходження всього наплавленого металу тріщини починали розвиватися в інший бік – в напрямку основного металу (рис. 4, б). Після виходу та розвитку втомної тріщини в основному металі відбувалося руйнування зразків.

**Зародження та розповсюдження втомних тріщин у зразках сталі 40Х, наплавлених порошковим дротом ПП-Нп-25Х5ФМС з підшаром**

**із низьковуглецевої сталі.** Як і у разі зразків, наплавлених без підшару, у зразках, наплавлених з підшаром, по центру наплавленого шару виконували гострій надріз завглибшки 1 мм з радіусом при вершині 0,25 мм, від якого вирощували вихідну тріщину завглибшки до 1 мм.

При дослідженні кінетики зростання тріщини втоми в процесі циклічних механічних навантажень встановлено, що магістральна втомна тріщина переважно розвивається по границі сплавлення окремих валиків. Тріщин втоми, паралельних магістральній, у зразках з низьковуглецевим підшаром

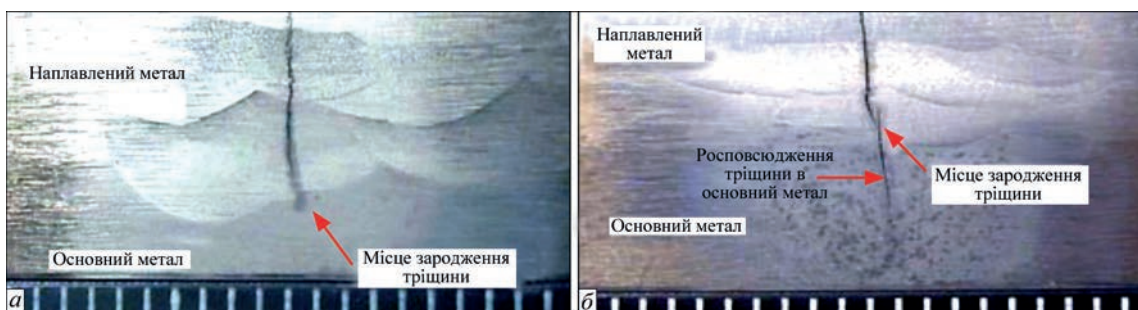


Рис. 4. Характер зародження та розвитку втомних тріщин у зразках, наплавлених без підшару

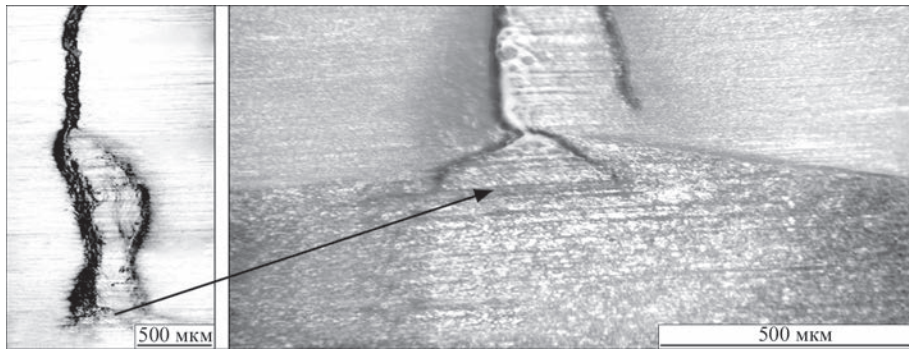


Рис. 5. Розгалуження втомної тріщини біля границі сплавлення зносостійкого шару та підшару

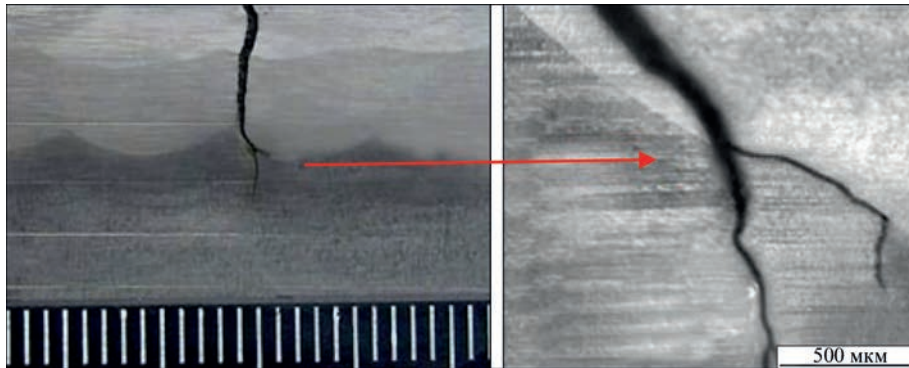


Рис. 6. Розгалуження втомної тріщини біля границі сплавлення підшару та основного металу

(на відміну від зразків без підшару) не виявлено. Проте, в процесі втомного руйнування в зонах переходу одного шару металу в інший спостерігалися бічні відгалуження від магістральної тріщини, які розвивалися вздовж лінії сплавлення зносостійкого шару з підшаром (рис. 5) та вздовж лінії сплавлення підшару з основним металом (рис. 6). Після проходження тріщиною зносостійкого шару та підшару з низьковуглецевої сталі руйнування зразків відбувалося по основному металу.

Така кінетика втомного руйнування зразків пояснюється проявом декількох факторів. По-перше, у зоні перекриття сусідніх наплавлених валиків розташована зона хімічної та структурної неоднорідності, що негативно впливає на властивості матеріалу [5]. По-друге, при багатоваликовому багат шаровому наплавленні можуть виникати відносно гострі кути на границі сплавлення сусідніх валиків і шарів, які будуть концентраторами напружень і, відповідно, ініціювати зародження бічних тріщин по лінії сплавлення [6, 7].

Отже, як і для зразків, наплавлених без підшару, встановлено, що границі сплавлення окремих валиків та шарів відіграють важливу роль у процесі втомного руйнування наплавлених деталей, оскільки тріщини здебільшого розвиваються або по границі сплавлення окремих валиків, або безпосередньо біля цієї границі (рис. 6, 7).

Єдина важлива відмінність цих двох технологій наплавлення стосовно розвитку втомних трі-

щин полягає в утворенні бічних відгалужень від магістральної тріщини втоми при наплавленні з підшаром, що призводить до своєрідного гальмування цих тріщин.

### Висновки

На основі виконаних експериментальних досліджень було встановлено принципово інший характер розвитку втомних тріщин у зразках, наплавлених з пластичним підшаром із низьковуглецевої сталі, у порівнянні зі зразками, наплавленими без підшару. У зразках, наплавлених з пластичним підшаром, у процесі проходження магістральної тріщини втоми через наплавлений шар, на границі зносостійкого шару та пластичного підшару, а також підшару та основного металу відбувається розгалуження та своєрідне гальмування магістральної тріщини втоми.

### Список літератури

1. Рябцев И.А., Сенченков И.К., Турык Э.В. (2015) *Наплавка. Материалы, технологии, математическое моделирование*. Гливице, Польша.
2. Махненко В.И. (2006) *Ресурс безопасности эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций*. Киев, Наукова думка.
3. Кравцов Т.Г., Стальниченко О.И., Олейник Н.В. (1994) *Восстановление деталей наплавкой и оценка их прочности*. Киев, Вища школа.
4. Marek, A., Junak, G., Okrajni, J. (2009) Fatigue life of creep resisting steels under conditions of cyclic mechanical and thermal interactions. *Archives of Materials Science and Engineering*, 40(1), 37–40.
5. Du Toit, M., Van Niekerk, J. (2010) Improving the life of continuous casting rolls through submerged arc cladding

- with nitrogen-alloyed martensitic stainless steel. *Welding in the World*, 54(11-12), R342–R349.
6. Kaierle, S., Overmeyer, L., Alfred, I. et al. (2017) Single-crystal turbine blade tip repair by laser cladding and remelting. *CIRP J. of Manufacturing Sci. and Technol.*, **19**, 196–199. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2017.04.001>.
  7. Caccese, V., Blomquist, P.A., Berube, K.A., Webber, S.R., Orozco, N.J. (2006) Effect of weld geometric profile on fatigue life of cruciform welds made by laser/GMAW processes. *Marine Structures*, **19**(1), 1–22. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.marstruc.2006.07.002>
  3. Kravtsov, T.G., Stalnichenko, O.I., Olejnik, N.V. (1994) *Surfacing restoration of parts and assessment of their strength*. Kyiv, Vyshcha Shkola [in Russian].
  4. Marek, A., Junak, G., Okrajni, J. (2009) Fatigue life of creep resisting steels under conditions of cyclic mechanical and thermal interactions. *Archives of Mater. Sci. and Engin.*, **40**(1), 37–40.
  5. Du Toit, M., Van Niekerk, J. (2010) Improving the life of continuous casting rolls through submerged arc cladding with nitrogen-alloyed martensitic stainless steel. *Welding in the World*, 54(11-12), R342–R349. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF03266748>
  6. Kaierle, S., Overmeyer, L., Alfred, I. et al. (2017) Single-crystal turbine blade tip repair by laser cladding and remelting. *CIRP J. of Manufacturing Sci. and Technol.*, **19**, 196–199. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2017.04.001>.
  7. Caccese, V., Blomquist, P.A., Berube, K.A., Webber, S.R., Orozco, N.J. (2006) Effect of weld geometric profile on fatigue life of cruciform welds made by laser/GMAW processes. *Marine Structures*, **19**(1), 1–22. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.marstruc.2006.07.002>

## References

1. Ryabtsev, I.A., Senchenkov, I.K., Turyk, E.V. (2015) *Surfacing. Materials, technologies, mathematical modeling*. Gliwice, Poland. [in Russian]
2. Makhnenko, V.I. (2006) *Safe service life of welded joints and assemblies of modern structures*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].

## FEATURES OF ORIGINATION AND PROPAGATION OF FATIGUE CRACKS UNDER CYCLIC MECHANICAL LOADS OF DEPOSITED PLATES

I.O. Ryabtsev, V.V. Knysh, A.A. Babinets, S.O. Solovej, I.I. Ryabtsev, I.P. Lentugov

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.  
E-mail: ryabtsev39@gmail.com

The features of origination and propagation of fatigue cracks were investigated at cyclic mechanical loads of specimens, deposited in a one wear resistant layer or with an additional plastic sublayer. Fundamentally different nature of propagation of fatigue cracks was revealed in the specimens, deposited with a plastic sublayer of low-carbon steel compared to the specimens without a sublayer. In the specimens deposited with a plastic sublayer unlike the specimens deposited without a sublayer when the main fatigue crack passed through the deposited layer and the sublayer, at the boundary of the wear resistant layer and the plastic sublayer, as well as the sublayer and the base metal, branching and a kind of inhibition of the main fatigue crack are observed. 7 Ref., 6 Fig.

*Keywords:* arc surfacing, cyclic loading, fatigue life, fatigue cracks, single-layer surfacing, multilayer surfacing, wear resistant layer, plastic sublayer

Отримано 26.08.2024  
Отримано у переглянутому вигляді 24.10.2024  
Прийнято 13.01.2025

### Ефективність сонячних панелей поліпшена за допомогою спеціальних молекул

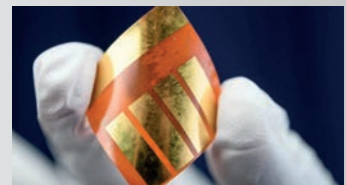
Дослідники з Інституту Гельмгольца (Helmholtz Institute Erlangen-Nürnberg for Renewable, далі HI ERN) з відновлюваної енергії у філії дослідницького центру Jülich виявили нові органічні молекули, які можна використовувати для підвищення ефективності перовскітних сонячних елементів.

Вчені об'єднали можливості штучного інтелекту (ШІ) з повністю автоматизованим високопродуктивним синтезом. Вони провели 150 експериментів, але якби не ШІ, то їм знадобилося б провести сотні тисяч тестів. З одним із матеріалів, виявлених таким чином, вони збільшили ефективність еталонного сонячного елемента приблизно на 2% — до 26,2%.

Відправною точкою в HI ERN була база даних зі структурними формулами близько мільйона віртуальних молекул, які можна було б отримати з комерційно доступних речовин. Дослідники використовували усталені квантово-механічні методи для розрахунку енергетичних рівнів, полярності, геометрії та інших характеристик 13000 випадково обраних віртуальних молекул.

З цих 13000 молекул потім вибрали 100 молекул, які максимально відрізнялися за характеристиками. Вони були автоматично вироблені в HI ERN за допомогою роботизованої системи і використані для виробництва в іншому ідентичних сонячних елементів. Потім виміряли їхню ефективність. Отримані значення і характеристики пов'язаних молекул використовували для навчання ШІ-моделі. У підсумку, ШІ запропонував ще 48 молекул для синтезу на основі двох критеріїв: очікуваної високої ефективності та непередбачуваних властивостей.

Молекули, запропоновані ШІ, можуть бути використані для створення сонячних батарей з ефективністю вище за середню. Дослідники можуть брати до уваги молекулярні пропозиції ШІ певною мірою, оскільки використовуваний ШІ вказує, які характеристики віртуальних молекул були вирішальними для його пропозицій. Виявилось, що пропозиції ШІ також частково ґрунтувалися на характеристиках, на які хіміки раніше звертали менше уваги, наприклад, на наявність певних хімічних груп, таких як аміни.



# ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ШОРСТКОСТІ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗРАЗКІВ ІЗ НЕРЖАВКОЇ СТАЛІ, ВИГОТОВЛЕНИХ ЗА LPBF-ТЕХНОЛОГІЄЮ

С.В. Аджамський<sup>1,2</sup>, Г.А. Кононенко<sup>1,3,4</sup>, Р.В. Подольський<sup>1,3</sup>, О.А. Сафронова<sup>3</sup>

<sup>1</sup>LLC «Additive Laser Technology of Ukraine». 49000, м. Дніпро, вул. Сергія Подолинського, 31в. E-mail: [as@alt-print.com](mailto:as@alt-print.com)

<sup>2</sup>Інститут транспортних систем і технологій НАН України. 49000, м. Дніпро, вул. Писаржевського, 5

<sup>3</sup>Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України. 49000, м. Дніпро, пл. Академіка Стародубова, 1.

<sup>4</sup>НТУ «Дніпровська політехніка». 49005, м. Дніпро, пр. Дмитра Яворницького, 19

У сучасному адитивному виробництві деталей широкого поширення набув метод LPBF-технології лазерного плавлення шару металевого порошку, який дозволяє значно розширити можливості щодо оптимізації геометрії виробів. Для деталей традиційного способу виробництва (лиття, деформація) відомо, що шорсткість поверхні може суттєво впливати на рівень механічних властивостей, оскільки виступи та западини є концентраторами напружень. Деталі, виготовлені за технологіями адитивного виробництва, мають підвищену шорсткість, але їх структурний стан після виготовлення суттєво відрізняється від традиційного металу. Часто виникає необхідність експлуатації без наступної механічної обробки поверхні виробів, виготовлених методом LPBF. У роботі визначали вплив шорсткості, наявності або відсутності механічної обробки робочої зони зразків на механічні властивості за умови статичного розтягу. З аналізу профілометричної кривої та мікроструктури встановлено, що зразки без механічної обробки мають періодичні виступи, що пов'язано з текстурою, яка формується під час виготовлення. Середні значення механічних властивостей значно не відрізняються (менше ніж 6,6 % для різних характеристик) у залежності від наявності чи відсутності механічної обробки, але відхилення від середнього в межах вибірки щодо значень границі міцності та відносного звуження для зразків без механічної обробки кратно більші порівняно з інтервалом коливань значень всередині вибірки для зразків із механічною обробкою. Бібліогр. 16, табл. 2, рис. 4.

*Ключові слова:* LPBF-технологія, шорсткість, нержавка сталь, механічні властивості

**Вступ.** Виробничі процеси продовжують удосконалюватися та розвиватися, попит на швидкіші та менш коштовні виробничі процеси дозволив розробити ряд процесів швидкого прототипування (RP). З використанням адитивного виробництва практично будь-яка геометрія з варіаціями розміру та складності може бути виготовлена з високим ступенем точності [1, 2]. Основним обмеженням для виготовлення деталей із застосованою до них методологією топологічної оптимізації, що може містити внутрішні канали складної конфігурації, технологічні отвори та видалення непрацюючих елементів з метою зменшення ваги, є складність їх кінцевої механічної обробки через малий розмір (наприклад: отворів, каналів), геометричні особливості конструкції та неможливість підведення інструменту до деталі. Ці ускладнення викликають потребу в конструюванні CAD-моделі з урахуванням і прогнозуванням процесів та особливостей виготовлення для запобігання дефектам геометрії поверхні в готовому виробі (наприклад, сплавлення отворів), що викликають їх непрохідність у процесі виготовлення та ін.

Велика кількість дослідників розглядали питання кінцевої обробки поверхні деталі [2–5], так

звану постобробку деталей шляхом хімічного, електрохімічного та фізичного впливу, що дозволяє досягти необхідної шорсткості або очищення поверхні як альтернативу механічній обробці або як проміжну перед подальшою механічною обробкою. Але слід зазначити, що досягнення необхідної шорсткості поверхні даними способами має ряд недоліків, про які було згадано в [6–10], а саме: втрата геометричних параметрів у зонах деталі з виступаючими краями, що пов'язано з інтенсивнішими процесами електрохімічного полірування в даній області [10–11]; наявність формування міжкристалічної корозії у ділянках Down-skin; недостатність очищення через спікання частинок порошку в процесах плавлення в зоні взаємодії метал–порошок у процесі виготовлення.

Результати досліджень [7–11] свідчать, що рівень шорсткості стандартних дослідних зразків значно впливає на значення кінцевих механічних властивостей. Це навіть має відображення у нормативно-технічній документації як вимоги щодо максимально припустимої шорсткості дослідних зразків. Але слід зазначити, що даний висновок було зроблено щодо дослідних зразків, виготовле-

Аджамський С.В. – <https://orcid.org/0000-0002-6095-8646>, Кононенко Г.А. – <https://orcid.org/0000-0001-7446-4105>,

Подольський Р.В. – <https://orcid.org/0000-0002-0288-0641>, Сафронова О.А. – <https://orcid.org/0000-0002-4032-4275>

© С.В. Аджамський, Г.А. Кононенко, Р.В. Подольський, О.А. Сафронова, 2024

Таблиця 1. Фактичний хімічний склад порошку зі сталі 316L, ваг. % [13]

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo
0,016	0,78	0,64	0,005	0,008	17,79	12,63	0,04	2,35

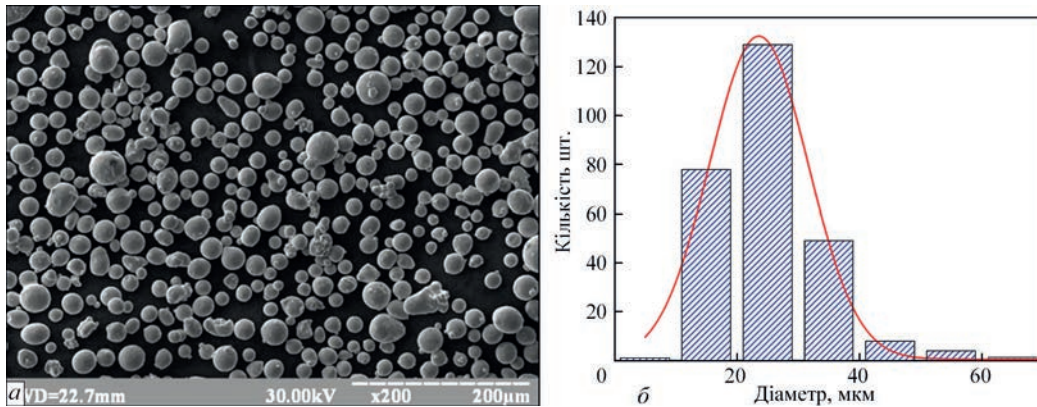


Рис. 1. Частинки вихідного матеріалу порошку 316L при збільшенні  $\times 200$  (а) і результати гранулометричного аналізу (б) [13]

них традиційним способом виробництва. Це переважно пов'язане з тим, що у технологічних процесах виготовлення дослідних зразків традиційним способом виробництва можлива наявність дефектів несучільностей та включень: пор, тріщин, карбідів, нітридів, інтерметалідних фаз, фаз Лавеса та ін., що мають негативний вплив на кінцеві механічні властивості, крім шорсткості поверхні. Але, як відомо з досліджень [12], переважно через достатньо високу щільність зразків, виготовлених за LPBF-технологією, а саме 99,7...99,9 %, та з урахуванням особливостей процесів кристалізації і формування нерівноважного високодисперсного структурного стану за високих швидкостей охолодження, встановлено, що умовами необхідної шорсткості можна нехтувати, оскільки наявність підвищеної шорсткості може не чинити значний вплив на кінцеві механічні властивості без наявної високої дефектності чи відхилень від типової структури для деталей, що виготовлені за LPBF-технологією.

Виходячи з вищезазначеного, дослідження впливу шорсткості на кінцеві механічні властивості є актуальним питанням матеріалознавства в адитивному виробництві, тому що службові властивості можуть визначати кінцеві експлуатаційні властивості та ресурс експлуатації деталі.

**Метою** даної роботи є дослідження впливу шорсткості зразків із нержавкої сталі 316L, виготовлених за LPBF-технологією, на механічні властивості за умов статичного розтягу.

**Матеріал і методика досліджень.** У роботі були досліджені випробувальні зразки на розтяг в області робочої зони без і з механічною обробкою, що виготовлені на машині для 3D друку Alfa-150D виробництва ТОВ «АЛТ Україна» з областю друку  $150 \times 150$  мм, яка оснащена ітербієвим лазе-

ром з довжиною хвилі 1064 нм, захисне середовище – захисний газ аргон, що циркулює робочою камерою.

Зразки були виготовлені у вертикальному напрямі з діаметром робочої зони 5 і 6 мм (з припуском для наступної механічної обробки) і довжиною робочої зони 25 мм. Рациональні параметри друку, що дозволяють отримати щільність готового виробу 99,9 %: товщина нанесеного шару 40 мкм, відстань між треками 0,1 мм, потужність 220 Вт, швидкість проходження променя 1070 мм/с, стратегія сканування – шахові поля  $2,5 \times 2,5$  з кутом обертання відносно попереднього шару на  $67^\circ$  [13] із металевого порошку сталі 316L аустенітного класу з фактичним хімічним складом, представленим у табл. 1, гранулометричний аналіз якого наведено на рис. 1. Обраний матеріал переважно складається з аустеніту та не схильний до утворення інтерметалідної фази в результаті короткочасного нагріву та охолодження в процесі термічної обробки.

Механічна обробка зразків до чистових розмірів (рис. 2) проводилась із застосуванням токарного верстата HAAS ST10, при виконанні чистової обробки було виконано п'ять проходів в області робочої зони з кроком подачі інструменту 0,1 мм та зі швидкістю 400 об/хв.

Механічні властивості визначали при випробуванні на розтяг за стандартною методикою на

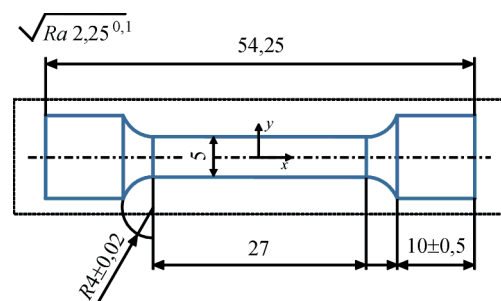


Рис. 2. Геометричні параметри дослідних зразків

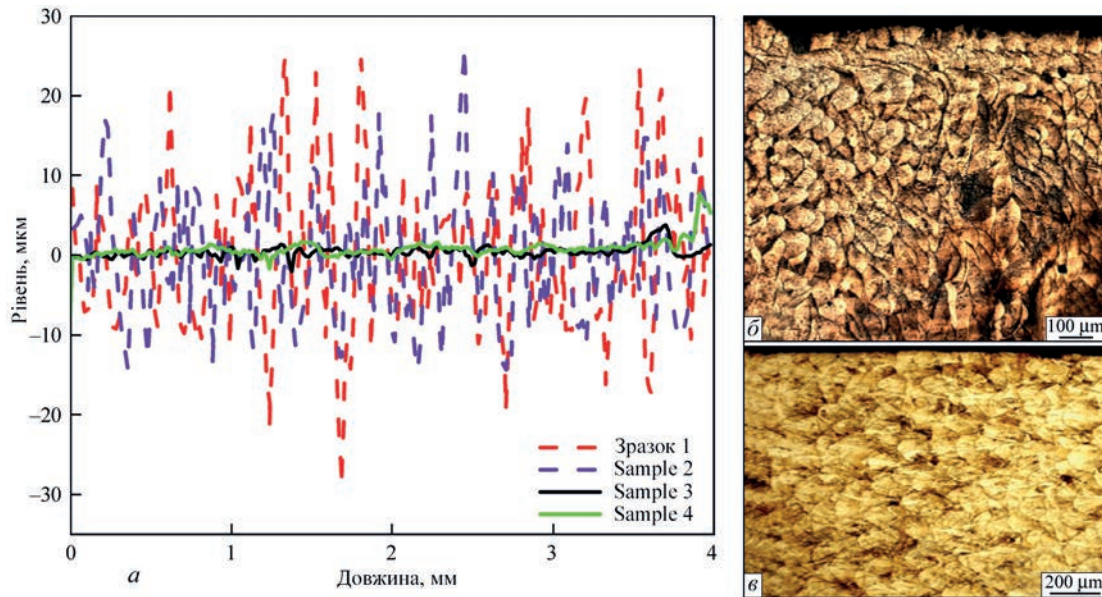


Рис. 3. Профілометричні криві поверхні дослідних зразків (а) і мікроструктура дослідних зразків 1 (б) і 3 (в) перед проведенням випробування на розтяг: 1, 2 – без механічної обробки; 3, 4 – з механічною обробкою

машині INSTRON. Контроль шорсткості було виконано за двома методами: із застосуванням шорсткоміру DANA-260 та мікроструктурного аналізу на оптичному мікроскопі AxioVert 200MMat із використанням спеціалізованого програмного забезпечення ImageJ.

**Результати досліджень.** У результаті оцінювання стану поверхні дослідних зразків було встановлено, що шорсткість зразків без механічної обробки 1 і 2 в області робочої зони складає 24,41 мкм ( $R_z$ ) – 6,76 мкм ( $R_a$ ) і 24,56 мкм ( $R_z$ ) – 6,78 мкм ( $R_a$ ) відповідно, шорсткість зразків 3 і 4 після механічної обробки складає 2,28 мкм ( $R_z$ ) – 0,50 мкм ( $R_a$ ) і 2,26 мкм ( $R_z$ ) – 0,56 мкм ( $R_a$ ) відповідно. На рис. 3 представлено профілометричні криві контрольованої поверхні дослідних зразків завдовжки 4 мм і мікроструктуру поверхні дослідних зразків перед випробуванням.

З аналізу профілометричної кривої та мікроструктури (рис. 3, а, б) встановлено, що зразки 1 і 2 без механічної обробки мають піки приблизно на рівних відстанях один від одного, що пов'язано

з текстурою, яка формується під час кристалізації основного металу, та локальним циклічним нагрівом на поверхні. Ці піки та області є основними концентраторами напружень під час навантаження, що може спричинити передчасне руйнування. За результатами аналізу кривих дослідних зразків 3 і 4 (рис. 3, а, в) встановлено, що шорсткість даних зразків незначна, діапазон коливання не перевищує значення 4 мкм. Можна стверджувати, що механічна обробка належним чином вирівняла поверхню дослідного зразка без наявності областей, які можуть бути концентраторами напружень під час навантаження.

У результаті проведених випробувань на розтяг були отримані криві напруження–деформації та визначено основні механічні властивості, які наведено в табл. 2 і на рис. 4.

З аналізу визначених механічних властивостей встановлено, що за середніми показниками зразки 1 і 2, які були випробувані без проведення попередньої механічної обробки робочої зони, мають нижчі значення характеристик міцності, а саме:

Таблиця 2. Результати визначення механічних властивостей зразків, виготовлених із нержавкої сталі 316 L за LPBF-технологією з різним станом поверхні робочої зони

Номер зразка	Стан	$\sigma_b$ , МПа	$\Delta Cr. \sigma_b$ , %*	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\Delta Cr. \sigma_{0,2}$ , %*	$\delta$ , %	$\Delta Cr. \delta$ , %*	$\psi$ , %	$\Delta Cr. \psi$ , %*
1	Без механічної обробки	626,9	-2,3	561,6	-2,8	46,0	-1	66,3	+4,52
2	Без механічної обробки	657,0	+2,29	594,0	+2,72	47,0	+1	60,4	-4,5
Середнє		641,9	-	577,8	-	46,5	-	63,3	-
3	Механічна обробка	677,9	+1,26	587,6	-1,56	43,9	+0,9	65,1	-0,07
4	Механічна обробка	660,7	-1,28	569,3	+1,57	43,0	-0,9	65,2	+0,07
Середнє		669,3	-	578,4	-	43,4	-	65,15	-

\*Примітка.  $\Delta Cr. \sigma_b / \sigma_{0,2} / \delta / \psi$  – відхилення (%) від середнього значення за вибіркою.

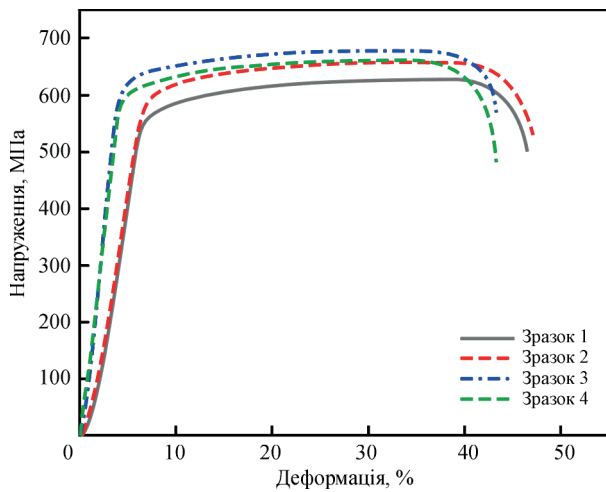


Рис. 4. Криві напруження–деформація дослідних зразків нержавкої сталі 316 L, виготовлених за LPBF-технологією, з різним станом поверхні робочої зони: 1, 2 – без механічної обробки; 3, 4 – з механічною обробкою

границю міцності 641,9 МПа і границю плинності 577,8 МПа, тобто на 4,09 і 0,1 % відповідно, порівняно зі зразками з механічною обробкою робочої зони, а саме: 669,3 і 578,4 МПа відповідно. Але слід зазначити, що середні значення показників пластичності змінювались у різних напрямках: середні значення відносного подовження (46,5 %) дослідних зразків 1 і 2 вищі на 6,6 %, а середні значення відносного звуження (63,3 %) менші на 2,8 % відносно середніх значень для зразків 3 і 4, а саме: відносне подовження – 43,4 % і відносне звуження – 65,15 %. Дані результати щодо характеристик пластичності, а саме: відносного подовження та відносного звуження, переважно пов'язані з розкриттям та витягуванням зон високої шорсткості, як було зазначено в [14–16].

Порівняльний аналіз механічних властивостей дослідних зразків 1 і 2 показав, що зразки, які не проходили етап механічної обробки після виготовлення, мають відхилення від середнього значення  $\pm 2,5$  % границі міцності та границі плинності в рамках вибірки, а дослідні зразки 3 і 4 мають відхилення від середнього значення  $\pm 1,4$  %. З аналізу відхилень характеристик пластичності, а саме відносного подовження від середнього за групами, встановлено, що дослідні зразки 1 і 2 без механічної обробки мають розкид значень у діапазоні  $\pm 1$  %, у той же час як дослідні зразки 3 і 4 –  $\pm 0,9$  %. Щодо відносного звуження встановлено, що зразки 1 і 2 мають діапазон відхилень від середнього  $\pm 4,51$  %, а зразки 3 і 4 –  $\pm 0,07$  %. Таким чином, можна зробити висновок, що середні значення механічних властивостей не зазнають значних змін у залежності від наявності чи відсутності механічної обробки, але слід врахувати, що відхилення від середніх значень границі міцності та відносного

звуження для зразків без механічної обробки (1 і 2) у середині вибірки значно більші порівняно з інтервалом коливань значень всередині вибірки для зразків з механічною обробкою (3 і 4).

### Висновки

1. Встановлено, що зразки зі сталі 316 L, виготовлені за LPBF-технологією із застосуванням раціональних технологічних параметрів за товщини робочого шару порошку 40 мкм, мають шорсткість 24,41...24,56 мкм ( $R_z$ ); 6,76...6,78 мкм ( $R_a$ ); профіль поверхні має піки приблизно на рівних відстанях один від одного, що пов'язано з текстурою, яка формується в процесі кристалізації, та локальним циклічним нагрівом поверхні.

2. При порівняльному аналізі механічних властивостей, визначених на зразках зі сталі 316 L, які були виготовлені за LPBF-технологією, встановлено, що характеристики міцності зразків з робочою зоною без механічної обробки в стані після виготовлення мають нижчі середні значення (границя міцності та границя плинності менші на 4,09 % і 0,1 % відповідно) порівняно з середніми значеннями цих характеристик, визначених на аналогічних зразках з механічною обробкою робочої зони. Середні значення показників пластичності змінювались у протилежних напрямках: значення відносного подовження зразків без механічної обробки більші на 6,6 %, а значення відносного звуження – менші на 2,8 % відносно середніх значень для аналогічних зразків з механічною обробкою.

3. У результаті аналізу механічних властивостей зразків зі сталі 316 L, визначених після випробувань на розтяг, які були виготовлені за LPBF-технологією, встановлено, що розкид значень у межах вибірки відносно середнього значення границі плинності та відносного звуження незначний (1...2,5 %) незалежно від наявності чи відсутності механічної обробки. Однак відхилення від середніх значень границі міцності та відносного звуження для зразків без механічної обробки в межах вибірки кратно більші порівняно з інтервалом коливань значень всередині вибірки для зразків з механічною обробкою.

### Список літератури/References

1. Khakbiz, M., Simchi, A. (2019) Optimization of powder injection molding process parameter for production SS316/TiC composite for biomedical application. *J. of Advanced Materials and Technologies*, 7(4), 1–10. DOI: <https://doi.org/10.30501/jamt.2019.84282>
2. Adjamskiy, S., Kononenko, G., Podolskiy, R., Badyuk, S. (2022) *Implementation of selective laser melting technology in Ukraine*. Kyiv, Naukova Dumka. [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/978-966-00-1856-3>

3. Gu, D., Meiners, W., Wissenbach, K., Poprawe, R. (2012) Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms. *Int. Mat. Rev.*, **57**, 133–164. DOI: <https://doi.org/10.1179/1743280411Y.0000000014>
4. Wong, K.V., Hernandez, A. (2012) A review of additive manufacturing. *ISRN Mech. Eng.*, **4**, 1–10. DOI: <https://doi.org/10.5402/2012/208760>
5. Brackett, D., Ashcroft, I., Hague, R. (2011) Topology optimization for additive manufacturing racket. <http://utw10945.utweb.utexas.edu/Manuscripts/2011/2011-27-Brackett.pdf>.
6. Gong, H., Rafi, K., Gu, H. et al. (2015) Influence of defects on mechanical properties of Ti–6Al–4V components produced by selective laser melting and electron beam melting. *Mater. Des.*, **86**, 545–554. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.07.147>
7. Ashby, M., Mehl Medalist, R.F. (1983) Mechanical properties of cellular solids. *Metal. Trans. A*, **14**, 1755–1769. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF02645546>
8. Lu, T.J., Stone, H., Ashby, M. (1998) Heat transfer in open-cell metal foams. *Acta Mater.*, **46**(10), 3619–3635. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(98\)00031-7](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00031-7)
9. Evans, A.G., Hutchinson, J., Ashby, M. (1998) Multifunctionality of cellular metal systems. *Progr. Mater. Sci.*, **43**(3), 171–121. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0079-6425\(98\)00004-8](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(98)00004-8)
10. Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В., Бадюк С.І. (2023) Перспективи застосування електрохімічного полірування зразків скеффорд, виготовлених за адитивною технологією. *Авіаційно-космічна техніка і технологія*, **4sp2**, 76–81. DOI: <https://doi.org/10.32620/akt.2023.4sup2.10>
11. Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В., Бадюк С.І. (2021) Дослідження ефективності електрохімічного полірування зразків змінного перерізу з різною шорсткістю зі сталі AISI 316L, виготовлених за технологією SLM. *Авіаційно-космічна техніка і технологія*, **2**, 66–73. DOI: <https://doi.org/10.32620/akt.2021.2.08>
12. Herzog, D., Seyda, V., Wycisk, E., Emmelmann, C. (2016) Additive manufacturing of metals, *Acta Mater.*, **117**, 371–392. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.019>
13. Adjamsky, S.V., Kononenko, G.A., Podolskyi, R.V. et al. (2023) Mechanical properties and microstructure of the 316L steel produced by different methods. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **62**(7-8), 436–444. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11106-024-00405-9>
14. Ronneberg, T., Davies, C.M., Hooper, P.A. (2020) Revealing relationships between porosity, microstructure and mechanical properties of laser powder bed fusion 316L stainless steel through heat treatment. *Mater. Des.*, **189**, 108481. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108481>
15. Yu, C.-H. (2022) *Anisotropic mechanical behaviours and thin-wall effects of additively manufactured austenitic alloys*. Linköping: Linköping University Electronic Press. DOI: <https://doi.org/10.3384/9789179293154>
16. Yu, C.-H., Peng, R.L., Lee, T.L. et al. (2022) Anisotropic behaviours of LPBF Hastelloy X under slow strain rate tensile testing at elevated temperature. *Materials Science and Engineering: A*, **844**, 143174. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143174>

## STUDY OF THE INFLUENCE OF ROUGHNESS ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF STAINLESS STEEL SAMPLES MADE BY LPBF-TECHNOLOGY

S.V. Adjamskiy<sup>1,2</sup>, G.A. Kononenko<sup>1,3,4</sup>, R.V. Podolskiy<sup>1,3</sup>, O.A. Safronova<sup>3</sup>

<sup>1</sup>LLC «Additive Laser Technology of Ukraine». 49000, 31 v Serhiy Podolynskiy Str., Dnipro, Ukraine. E-mail: [as@alt-print.com](mailto:as@alt-print.com)

<sup>2</sup>Institute of Transport Systems and Technologies of the NAS of Ukraine. 49000, 5 Pysarzhevsky Str., Dnipro, Ukraine

<sup>3</sup>Z.I. Nekrasov Iron and Steel Institute of the NAS of Ukraine. 1 Acad. Starodubov Sq., 49000, Dnipro, Ukraine

<sup>4</sup>Dnipro University of Technology. 19 D. Yavornytskyi Ave., 49005, Dnipro, Ukraine

In the modern additive manufacturing of parts, the LPBF method has become widespread, which implies the technology of laser melting of a metal powder layer, that significantly expands the possibilities for optimizing the geometry of products. For parts manufactured using the traditional method (casting, deformation), it is known that the surface roughness can significantly affect the level of mechanical properties, since protrusions and depressions are stress concentrators. Parts manufactured using additive manufacturing technologies have an increased roughness, but their structural state after manufacturing is significantly different from traditional metal. It is often necessary to operate without subsequent mechanical surface treatment of products manufactured by the LPBF method. In the work the effect of roughness, the presence or absence of mechanical treatment of the working area of the samples on the mechanical properties under static tension conditions was determined. From the analysis of the profilometric curve and microstructure, it was found that the samples without mechanical treatment have periodic protrusions, which is related to the texture formed during the manufacture. The average values of the mechanical properties do not differ significantly (less than 6.6 % for various characteristics) depending on the presence or absence of mechanical treatment, but deviations from the average within the sample regarding the values of tensile strength and reduction in area for samples without mechanical treatment are many times larger compared to the interval of value fluctuations within the sample for samples with mechanical treatment. 16 Ref., 2 Tabl., 4 Fig.

*Keywords:* LPBF – technology, roughness, stainless steel, mechanical properties

Отримано 31.10.2024

Отримано у переглянутому вигляді 19.11.2024

Прийнято 03.02.202

# ЩОДО ПИТАННЯ ВИЗНАЧЕННЯ КІЛЬКІСНОГО ФАЗОВОГО СКЛАДУ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ДУПЛЕКСНИХ СТАЛЕЙ

Г.В. Фадєєва<sup>1</sup>, С.Ю. Максимов<sup>1</sup>, Chuanbao Jia<sup>2</sup>, Д.В. Васильєв<sup>1</sup>, А.А. Радзівська<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ЧЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03130, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: [maksimov@paton.kiev.ua](mailto:maksimov@paton.kiev.ua)

<sup>2</sup>MOE Key Lab for Liquid-Solid Structure Evolution and Materials Processing, Institute of Materials Joining, Shandong University, Jinan 250061

Розглянуто основні способи та методи, що існують на сьогодні для кількісного визначення фазового складу металу зварних з'єднань високолегованих, а також дуплексних нержавячних сталей (DSS). Проаналізовано доцільність застосування того або іншого методу в різних випадках. У статті наведено результати аналізу впливу швидкості охолодження на структуру та фазовий склад металу шва та ЗТВ при зварюванні високолегованих хромонікелевих сталей та дуплексних нержавячних сталей. Показано, що внаслідок впливу високих швидкостей охолодження, як наприклад, при зварюванні у водному середовищі, в металі швів та в наплавленому металі високолегованих сталей, зменшується кількість феритної складової, а в металі швів та ЗТВ дуплексних сталей навпаки – зменшується кількість аустенітної складової. Це залежить від типу кристалізації металу. Наведені дані пояснюють розбіжності у визначенні фазового складу металу шва та наплавленого металу при однаковому легуванні при зварюванні в різних середовищах. Показано основні переваги та недоліки різних способів і методів кількісного визначення фазового складу зварних з'єднань високолегованих і дуплексних сталей. Бібліогр. 28, табл. 6, рис. 7.

*Ключові слова:* високолеговані хромонікелеві сталі, дуплексні сталі, фазовий склад, аустеніт, ферит, швидкість охолодження, методи кількісного визначення фазового складу

**Вступ.** Основним завданням при зварюванні високолегованих сталей аустенітного класу, а також дуплексних нержавячних сталей (DSS) є забезпечення умов, які повинні сприяти зменшенню негативного впливу термічного циклу зварювання (ТЦЗ) на мікроструктуру та фазовий склад металу швів і ЗТВ зварних з'єднань.

У залежності від умов зварювання, в першу чергу від швидкості охолодження, в температурному діапазоні фазових перетворень, який майже однаковий як для високолегованих сталей аустенітного класу, так і для дуплексних нержавячних сталей і відповідає діапазону температур  $T = 1450 \dots 800$  °C для високолегованих аустенітних сталей та діапазону температур трохи нижче для дуплексних нержавячних сталей  $T = 1300 \dots 800$  °C, у залежності від хімічного складу металу утворюється відповідна структура з визначеним складом фазових складових аустеніту та фериту. Саме від мікроструктури та її фазового складу залежать основні як технологічні, так і інші характеристики, такі як механічні властивості та корозійна стійкість, а також стійкість до утворення гарячих тріщин, як наприклад, при зварюванні аустенітних сталей.

Найбільш ефективним способом підвищення стійкості аустенітних швів проти утворення гаря-

чих тріщин є забезпечення в металі швів феритної складової. Отримання швів з аустенітно-феритною структурою з кількістю фериту від 2 до 7...8 % значно підвищує стійкість металу швів проти утворення гарячих кристалізаційних тріщин [1]. Верхня границя вмісту фериту обмежується зазначеною кількістю у випадку експлуатації виробів при температурі вище 300 °C [2]. У ряді випадків з умов забезпечення необхідної корозійної стійкості у високоагресивних неокислювальних середовищах наявність феритної фази ні в металі швів, ні в основному металі не допускається [3]. Для роботи при криогенних температурах зазвичай застосовуються стабільноаустенітні хромонікелеві та хромонікельмолібденові сталі, які містять 17...25 % хрому, 8...25 % нікелю та 3...6 % молібдену. У цих сталях мартенситне перетворення пригнічене і аустенітна структура зберігається аж до найнижчих температур (-196 °C). Це стабільноаустенітні сталі і вміст феритної складової в таких швах і в зварюваному металі також є неприпустимим. Зварні шви повинні мати більший запас аустенітності порівняно з основним металом, тобто співвідношення  $Cr_{\text{екв}}/Ni_{\text{екв}}$  повинно бути меншим, ніж співвідношення  $Cr_{\text{екв}}/Ni_{\text{екв}}$  основного металу [4].

Фадєєва Г.В. – <https://orcid.org/0009-0003-8142-0110>, Максимов С.Ю. – <https://orcid.org/0000-0002-5788-0753>,

Jia Chuanbao – <https://orcid.org/0000-0002-6028-6528>, Васильєв Д.В. – <https://orcid.org/0000-0002-4629-162X>,

Радзівська А.А. – <https://orcid.org/0009-0002-7718-9668>

© Г.В. Фадєєва, С.Ю. Максимов, Chuanbao Jia, Д.В. Васильєв, А.А. Радзівська, 2024

У дуплексних нержавіючих сталях оптимальне поєднання високих характеристик міцності та корозійної стійкості проти, насамперед, точкової (пітингової) корозії, а також корозійного розтріскування під напруженням забезпечується при співвідношенні феритної та аустенітної фаз у структурі металу як 1:1, тобто при вмісті 50 % кожної складової.

Під впливом термічного циклу зварювання внаслідок високих швидкостей нагріву та охолодження, які притаманні різним видам зварювання, вихідний фазовий баланс аустеніт-ферит порушується. Для його збереження існують рекомендації, що відображаються в інструкціях та стандартах із забезпечення вмісту аустенітної та феритної складових у різних ділянках зварного з'єднання в необхідній кількості. Вміст фериту в металі зварного шва і зоні термічного впливу має бути в межах 25...70 %, щоби забезпечити оптимальні механічні властивості та корозійну стійкість [5].

Для різних областей експлуатації зварних з'єднань високолегованих сталей і галузей промисловості існують нормативні документи та стандарти, а також технологічні інструкції зі зварювання, в яких обумовлюється фазовий склад металу шва та ЗТВ для забезпечення необхідних характеристик і корозійної стійкості зварного виробу.

У табл. 1 наведено вимоги до вмісту фериту в зварному з'єднанні дуплексних нержавіючих сталей, що відносяться до нафтогазової промисловості.

Багато досліджень присвячено впливу мікроструктури та співвідношення аустеніт/ферит в дуплексних нержавіючих сталях на механічні властивості та корозійну стійкість зварних з'єднань [8–10].

Корозійна стійкість та механічні властивості зварних з'єднань аустенітних, аустенітно-феритних і дуплексних сталей у різних умовах експлуатації мають свої особливості та залежать від багатьох факторів – хімічного складу, структурної неоднорідності, фазового складу та ін. Визначення кількісного фазового складу структурних складових в металі зварних з'єднань має велике значення для забезпечення основних технологічних властивостей зварних конструкцій.

Таблиця 1. Вміст фериту в зварному з'єднанні згідно зі стандартами

Найменування стандарту	Вміст фериту		
	ОМ	ЗТВ	МШ
API RP 582 (API A 938 C) [6]	30...65	30...65	30...65
NORSOK M630 D45 [7]	35...55	30...70	
Специфікація для нафтогазової промисловості	35...55	< 60...65	< 60

Все вищенаведене свідчить про важливість визначення фазового складу металу швів та ЗТВ при зварюванні високолегованих сталей аустенітного, аустенітно-феритного класів, а також дуплексних нержавіючих сталей феритно-аустенітного класу.

З урахуванням актуальності наведеного матеріалу необхідно проаналізувати основні способи та методи, що існують на сьогодні для визначення фазового складу металу зварних з'єднань високолегованих сталей, а також дуплексних нержавіючих сталей.

**Мета** цього дослідження – визначення доцільності застосування того або іншого способу та методу для визначення кількісного фазового складу, а також показати на основі експериментальних даних вплив швидкості охолодження на мікроструктуру та фазовий склад металу зварних з'єднань при зварюванні в різних середовищах; показати основні переваги або недоліки різних способів та методів кількісного визначення фазового складу при зварюванні високолегованих сталей.

**Аналіз існуючих методів щодо кількісного визначення фазового складу зварних з'єднань.**

Для визначення фазового складу високолегованих сталей різних структурних класів існує декілька основних методів, таких як структурні діаграми Шеффлера, Делонга, WRC-1992 (FN) та Esру діаграма, вимірювання з використанням приладів – феритометрів та феритоскопів (Feritscope), метод ручного підрахунку точок за ASTM E562, рентгеноструктурний аналіз, а також програмне забезпечення для аналізу зображень.

Розглянемо докладніше кожен із названих методів.

**Структурні діаграми.** Для визначення структури високолегованих зварних швів за їх хімічним складом зазвичай користуються структурними діаграмами, які побудовані в залежності від вмісту елементів, що стабілізують аустеніт і ферит. Для врахування впливу легуючих елементів на структуру та фазовий склад зварних швів по відношенню до нікелю та хрому ввели таке поняття як нікель-еквівалент ( $Ni_{екв}$ ) та хром-еквівалент ( $Cr_{екв}$ ), які враховують вплив інших легуючих елементів по відношенню до нікелю та хрому. За підрахованими значеннями  $Ni_{екв}$  та  $Cr_{екв}$  на структурних діаграмах визначається фазовий склад металу.

Тип кристалізації металу шва також можна визначити за псевдобінарною діаграмою (Fe–Cr–Ni), побудованою із застосуванням еквівалентного співвідношення  $Cr_{екв}/Ni_{екв}$ . За цим співвідношенням на псевдобінарній діаграмі (Fe–Cr–Ni) можна отримати важливу інформацію про режим первин-

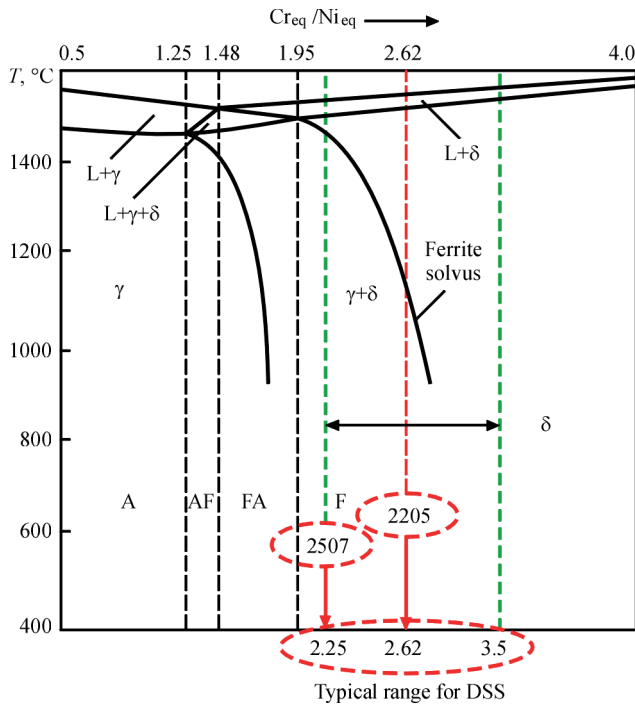


Рис. 1. Псевдобінарна (Fe–Cr–Ni) діаграма, побудована за допомогою еквівалентного співвідношення  $Cr_{екв}/Ni_{екв}$  [11]

ного затвердіння, а також фазових перетворень у процесі охолодження.

На рис. 1 наведено псевдобінарну діаграму, побудовану за допомогою еквівалентного співвідношення  $Cr_{екв}/Ni_{екв}$  [11].

Згідно зі структурними діаграмами Шеффлера [12], Делонга [13], WRC-92 (FN) [14] та Esry діаграмою [15] можна визначити фазовий склад металу шва. Для визначення  $Ni_{екв}$  та  $Cr_{екв}$  для діаграм Шеффлера, Делонга, WRC-92 (FN) та Esry існують наступні рівняння:

Діаграма Шеффлера (1949)  
 $Cr_{екв} = Cr + Mo + 1,5Si + 0,5Nb$  (1)

$Ni_{екв} = Ni + 30C + 0,5Mn$  (2)

Діаграма Делонга (1973)

$Cr_{екв} = Cr + Mo + 1,5Si + 0,5Nb$  (3)

$Ni_{екв} = Ni + 30C + 30N + 0,5Mn$  (4)

Діаграма WRC-92 (FN)

$Cr_{екв} = Cr + Mo + 0,7Nb$  (5)

$Ni_{екв} = Ni + 35C + 20N + 0,25Cu$  (6)

Діаграма Esry (2005)

$Cr_{екв} = Cr + Mo + 1,5Si + 0,5Nb + 5V + 3Al$  (7)

$Ni_{екв} = Ni + 30C + 0,87Mn + 0,33Cu + 30(N - 0,045)$  (8)

Для підрахунку  $Cr_{екв}$  та  $Ni_{екв}$  крім рівнянь (1–8) існують ще інші рівняння, а саме (9, 10) [16–18].

$Ni_{екв} = Ni + Co + 0,1Mn - 0,01Mn^2 + 18N + 30C$  (9)

$Cr_{екв} = Cr + 1,5Mo + 1,5W + 0,48Si + 2,3V + 1,75Nb + 2,5Al$  (10)

На рис. 2–4 наведено вищезазначені структурні діаграми.

Швидкість охолодження так само впливає на тип кристалізації металу. При її збільшенні розши-

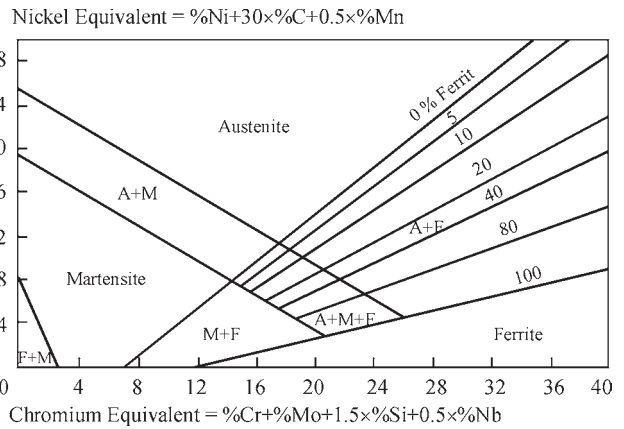


Рис. 2. Структурна діаграма Шеффлера [12]

DeLong diagram

Nickel Equivalent =  $\%Ni + 30\%C + 30\%N + 0,5\%Mn$

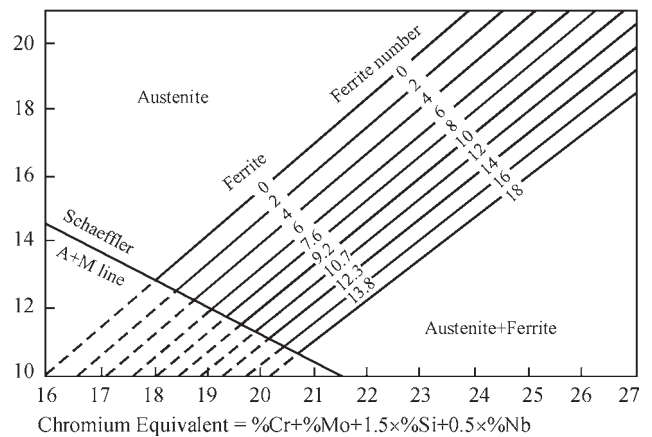


Рис. 3. Структурна діаграма Делонга [13]

Nickel equivalent =  $Ni + 35C + 20N + 0,25Cu$

WRC-1992

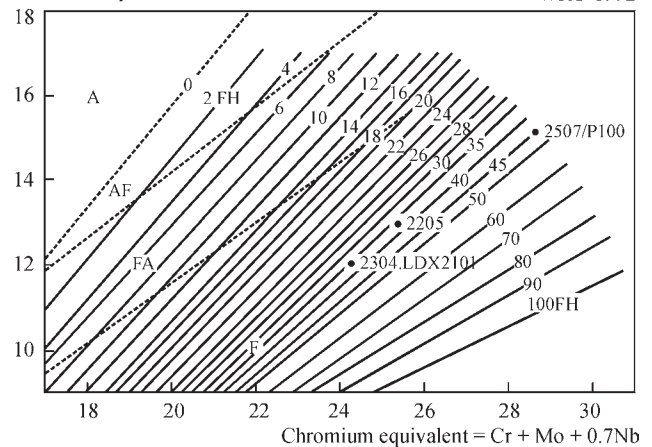


Рис. 4. Структурна діаграма WRC-92 (FN) [14]

рюється аустенітна область при затвердінні аустенітних нержавіжких сталей із надвисокими швидкостями охолодження (рис. 5).

Спочатку на основі експериментальних досліджень була створена діаграма Шеффлера для прогнозування фазового складу металу зварних швів високолегованих сталей різних структурних класів для швидкості охолодження, яка характерна для процесу зварювання [12].

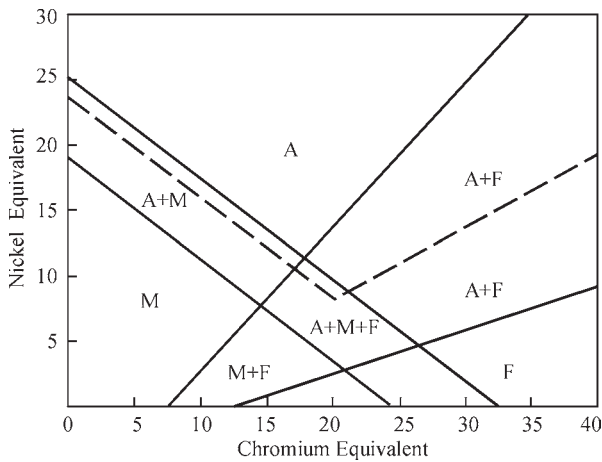


Рис. 5. Модифікована діаграма Шеффлера для швидкості охолодження приблизно  $10^6$  K/c [19, 20]

З появою азотовмісних сталей Делонгом була врахована присутність азоту в сталі та в метали швів через внесок в еквівалент нікелю [13]. Врахування впливу азоту на аустенітну фазу подібно до вуглецю. Обидва легуючі елементи мають однаковий вплив на підвищення стабільності аустеніту, що визначається коефіцієнтом 30. Ця формула дозволяє точніше оцінити фазовий склад і мікроструктуру сталей, що містять азот в більшій кількості.

Останнім часом була представлена діаграма Esry. Ця діаграма є модифікацією діаграми Шеффлера і, як і діаграма Делонга, враховує вплив азоту та інших легуючих елементів. При цьому  $Cr_{екв}$  та  $Ni_{екв}$  підраховуються за рівняннями (7) і (8) [15].

Аналізуючи рівняння, що застосовуються для визначення  $Cr_{екв}$  та  $Ni_{екв}$ , можна з'ясувати, що на сьогодні не існує одностайної думки щодо еквівалентного впливу різних аустеніто- та феритоутворюючих елементів. У деяких публікаціях зустрічаються різні коефіцієнти. Так, коефіцієнт феритоутворюючої дії молібдену знаходиться в межах від 1 до 2 [1]. Також зустрічаються різні коефіцієнти впливу аустенітоутворюючої дії азоту – від 18 до 30. Це свідчить про те, що і по сьогодні відзначається удосконалення та уточнення ступеню впливу різних елементів на структуру та фазовий склад металу зварних швів. Це пояснює, що прогнозування фазового складу металу зварних швів із застосуванням структурних діаграм та визначення  $Cr_{екв}$  та  $Ni_{екв}$  не можуть забезпечити високу точність при використанні цього методу.

Найбільш точна версія для прогнозування металу швів при зварюванні дуплексних сталей (DSS), що рекомендується Радою Дослідження Зварювання (WRC), є діаграма WRC-1992 (FN) [14]. При її використанні структура може бути передбачена з

точністю приблизно  $\pm 4$  феритового числа (FN) при розрахунку його рівнів до 18 FN. Діаграма може використовуватись для значень до 100 FN, що є важливим для дуплексних нержавячих сталей.

На структурних діаграмах Делонга та WRC-92 (FN) кількість феритної складової може бути визначена як відсоток вмісту фериту або у вигляді феритового числа FN. Феритове число, як спочатку думали, буде розумним наближенням до «відсотку фериту» в металі зварного шва типу 19-9 або 308, але пізніші дослідження показують, що FN помітно перевищує «відсоток фериту» в металі зварного шва. Прийняття довільної шкали «феритове число» пов'язано із застосуванням вимірювальних приладів та їх калібруванням, які широко застосовуються в іноземних вимірювальних приладах-феритоскопах (Feritscope). Докладніше це питання буде висвітлено в наступному розділі.

Методи визначення мікроструктури та фазового складу металу зварних швів високолегованих сталей різних структурних класів з використанням структурних діаграм Шеффлера, Делонга, WRC-92 (FN) та Esry, а також згідно з псевдобінарною діаграмою (Fe–Cr–Ni) за підрахунком  $Cr_{екв}$  та  $Ni_{екв}$  та їх співвідношення можуть успішно використовуватись дослідниками та розробниками зварювальних матеріалів для прогнозування при виборі системи легування металу швів, а також для визначення технології зварювання. Для більш точного визначення фазового складу необхідно додатково застосовувати ще інші методи.

**Вимірювання з використанням феритометрів та феритоскопів.** Вимірювання з використанням феритометрів та феритоскопів відноситься до неруйнівних видів контролю та кількісного визначення фазового складу металу зварних з'єднань. Робота цих приладів ґрунтується на понятті про те, що феритна фаза ( $\alpha$ -фаза) та мартенсит деформації ( $\alpha'$ -фаза) є феромагнітними, а аустенітна фаза – парамагнітною.

При використанні об'ємного методу зразки стандартного розміру, які вирізають із зони контролю, намагнічуються до стану технічного насичення. Це руйнівний метод. При локальному магнітному контролю матеріал намагнічується лише на невеликій ділянці виробу. Більшість існуючих модифікацій феритометрів, які до цього часу використовуються, засновані саме на локальному принципі вимірювання феритної складової. Локальний метод магнітної феритометрії широко використовуються в неруйнівному методі визначення кількісного фазового складу завдяки його

оперативності та можливості визначення вмісту феритної фази безпосередньо у готовому виробі.

Робота феритоскопів, що застосовуються за кордоном, базується на вимірі сили відриву постійного магніту від поверхні зразка. При цьому вимірюванні застосовується поняття «феритове число» («ferrite number»), або FN.

Недоліком кількісного вимірювання фазового складу із застосуванням феритометрів та феритоскопів є те, що вимірювання можливе тільки в металі зварного шва або основному металі. В ЗТВ зварного з'єднання цими методами виміряти фазовий склад неможливо через її невеликий розмір.

На сьогодні існує сучасний портативний феритоскоп FMP 30 (Feritscope FMP 30) для вимірювання на основі магнітної індукції вмісту фериту в високолегованих сталях аустенітно-феритного класу, а також дуплексних сталях, в якому вимірювання магнітної складової може бути як у відсотках, так і за шкалою (FN) [21].

Переваги:

- два діапазони виміру;
- можливість перемикання для вимірювання фериту за шкалою FN, а також у відсотках фериту;
- діапазон вимірювання від 0,15 до 80 % фериту, або від 0,15 до 110FN;
- вимірювання за стандартом ISO 17655 або Basler Standart;
- калібрувальні зразки виконані на основі міжнародних TWI вторинних еталонів, які відповідають вимогам ISO 8249 та AWS A 4. 2M;
- дотримання точності виміру, що вказано у стандарті ANSI/AWS A4. 2M/A 4.2 1997.

**Метод ручного підрахунку точок за ASTM E 562.** Цей метод випробування описує систематичну ручну процедуру підрахунку точок для статистичної оцінки об'ємної частки ідентифікованої фази на металографічних зображеннях за допомогою точкової сітки [22]. Хоча метод ручного підрахунку точок стандартизовано та широко використовується для визначення кількісного фазового складу, але слід визнати, що його основним недоліком є повільність та висока працездатність, суб'єктивність оператора, яка залежить від його навичок, залежність відносної точності вимірювання від кількості полів та точок (балів), що може призвести до недосконалих результатів. Визначення вимірюваної фази різними операторами на одному металографічному зображенні можуть призвести до зовсім різних значень об'ємної частки фазової складової. Цей метод дуже недосконалий і застосування його потребує перевірки та порівняння з іншими методами.

**Рентгеноструктурний метод аналізу.** Визначення фазового складу високолегованих та дуплексних нержавяких сталей рентгеноструктурним методом аналізу (XRD) є найбільш сучасним та досконалим.

Переваги рентгеноструктурного методу аналізу (XRD):

- висока точність у визначенні кристалічних фаз;
- фазовий склад визначається в об'ємі;
- може визначити кількісне співвідношення фаз у зразку;
- виявляє точну кристалічну структуру та дефекти в кристалічній ґратці;
- можливість аналізу малих зразків.

Недоліки:

- XRD вимагає коштовнішого спеціалізованого та складнішого обладнання та підготовки зразків.

**Метод із застосуванням програмного забезпечення для аналізу зображень.** Існує кілька потужних видів програмного забезпечення для аналізу мікроструктур сталей. Найбільш популярні та ефективні з них:

1. ImageJ/Fiji – це безкоштовне, відкрите програмне забезпечення для аналізу зображень. Воно широко використовується в матеріалознавстві для аналізу мікроструктури, включаючи вимірювання розміру зерен, фазовий аналіз та статистичну обробку.

2. MIPAR™ – це програмне забезпечення, спеціально розроблене для аналізу мікроструктур матеріалів. Воно пропонує розширення функції для сегментації зображень, кількісного аналізу фаз та характеристик мікроструктури.

3. Clemex Vision PE – це комплексне рішення для аналізу зображень у матеріалознавстві. Воно пропонує автоматизовані інструменти для аналізу зерен, форми частинок, розподілу фаз та інших параметрів мікроструктури.

4. OLYMPUS Stream, Carl Zeiss Axio Vision, Thermo Scientific™ Phenom Particle X – це програмні забезпечення для аналізу зображень, які спеціально розроблені виробниками мікроскопів і вони використовуються з відповідними мікроскопами OLYMPUS, Carl Zeiss, Phenom для автоматизованого аналізу різних параметрів мікроструктури.

Можна відзначити переваги програмного забезпечення для аналізу зображень:

- легше у використанні та дешевше обладнання порівняно з XRD;
- можливість візуалізації та оцінки мікроструктури;

– допомагає у вивченні морфології та розподілу фаз.

До недоліків можна віднести:

- точність залежить від якості отриманих зображень (наприклад, SEM чи оптичної мікроскопії);
- менш точний кількісний аналіз порівняно з XRD;
- може бути менш точним порівняно з XRD, особливо при виявленні малих фаз або мікроструктурних компонентів;
- можливість суб’єктивної інтерпретації результатів.

Кожне з цих програмних забезпечень має свої сильні сторони і вибір залежить від конкретних потреб дослідження, класу сталі та мікроструктури, яку потрібно проаналізувати, а також від наявності того або іншого програмного забезпечення. Якщо порівняти ці два методи аналізу, рентгеноструктурний XRD з програмним забезпеченням, можна визначити, що XRD підходить для аналізу об’єму матеріалу та визначення кристалічної структури, тоді як програмне забезпечення корисне для аналізу поверхні та морфології фаз.

Обидва методи доповнюють один одного і можуть використовуватися разом для повного аналізу фазового складу та мікроструктури високолегованих і дуплексних нержавяких сталей.

Щоби з’ясувати доцільність застосування того або іншого методу визначення кількісного фазового складу металу зварних з’єднань високолегованих сталей та порівняти їх між собою, наведено приклади із літературних джерел.

У [23] оцінювали структурний фазовий склад сталей, що містять азот, двома методами: металографічним та із застосуванням структурних діаграм Шеффлера. У даному випадку застосування

структурної діаграми Шеффлера є не зовсім коректним, тому що при цьому не враховується вплив азоту. Яким саме металографічним способом, не вказано. У табл. 1 наведено дані впливу азоту на фазовий склад сталі.

Нами зроблено спробу, скориставшись даними [23], з’ясувати, яка зі структурних діаграм – Делонга, WRC-92 (FN) або Esру – найточніше може спрогнозувати фазовий склад азотовмісних сталей. Для підрахунку  $Cr_{скв}$  та  $Ni_{скв}$  прийнято припущення, що метал містить  $C = 0,08$  мас. %,  $Si = 0,8$  мас. % і  $Mn = 1,2$  мас. %. У табл. 2 наведено хімічний склад сталей, що обрані для вираховування  $Cr_{скв}$  та  $Ni_{скв}$  з метою визначення фазового складу.

$Cr_{скв}$  та  $Ni_{скв}$  для визначення фазового складу згідно зі структурною діаграмою Делонга підраховували за рівняннями (3) і (4), для діаграми WRC-92 (FN) – згідно з рівняннями (5) і (6), а для діаграми Esру – за рівняннями (7) і (8). Фазовий склад сталей наведено в табл. 3.

Аналізуючи дані, наведені в табл. 2 та 3, можна з’ясувати, що прогнозування фазового складу сталей згідно з діаграмами Делонга та Esру показують майже однаковий результат. Ці діаграми є модифікаціями діаграми Шеффлера, але з урахуванням впливу азоту на розширення аустенітної області. Фазовий склад сталей, що розрахований згідно з діаграмою WRC-92 (FN), трохи відрізняється від складу за металографічною оцінкою. Найбільша відмінність фазового складу сталей порівняно з металографічною оцінкою відповідає визначенню за діаграмою Шеффлера, якщо не враховується вплив азоту на фазовий склад. Розбіжності у визначенні фазового складу металу за

Таблиця 1. Вплив азоту на структуру хромонікелевих сталей [23]

№ з/п	Хімічний склад, мас. %			Стандартна розчинність азоту $S_{N,1873}$ , %	Структурний склад	
	Cr	Ni	N		Металографічна оцінка	За Шеффлером без азоту
1	21,0	6,0	0,47	0,31	A + 21 % Ф	A + 13 % Ф
2	21,0	6,0	0,56	“-	A + сліди Ф	A + 8 % Ф
3	21,0	6,0	0,61	“-	A	
4	23,5	6,5	0,42	0,32	A + 10 % Ф	A + 18 % Ф
5	23,5	6,5	0,45	“-	A + сліди Ф	A + 17 % Ф
6	23,5	6,5	0,51	“-	A	A + 14 % Ф

Примітка: А – аустеніт; Ф – ферит.

Таблиця 2. Хімічний склад сталей, мас. %

№ з/п	Хімічний склад сталей					
	C	Mn	Si	Ni	Cr	N
1	0,08	1,2	0,8	6,0	21,0	0,47
2	0,08	1,2	0,8	6,0	21,0	0,56
3	0,08	1,2	0,8	6,0	21,0	0,61
4	0,08	1,2	0,8	6,5	23,5	0,42
5	0,08	1,2	0,8	6,5	23,5	0,45
6	0,08	1,2	0,8	6,5	23,5	0,51

Таблиця 3. Фазовий склад сталей

№ з/п	Металографічна оцінка [24]	Склад сталей								
		Делонга			WRC-92 (FN)			Espy		
		Cr <sub>екв</sub>	Ni <sub>екв</sub>	Фазовий склад, % Ф	Cr <sub>екв</sub>	Ni <sub>екв</sub>	Фазовий склад, % Ф	Cr <sub>екв</sub>	Ni <sub>екв</sub>	Фазовий склад, % Ф
1	A+21% Ф	22,2	23,1	A	21,0	18,2	A	21,0	22,15	A
2	A+сліди Ф	22,2	25,8	A	21,0	20,0	A	21,0	24,85	A
3	A	22,2	27,3	A	21,0	21,0	A	21,0	26,35	A
4	A+10% Ф	25,0	22,1	A+2% Ф	25,0	17,3	A+10% FN	25,0	21,15	A
5	A+сліди Ф	25,0	23,0	A	25,0	17,9	A+8% FN	25,0	22,05	A
6	A	25,0	24,8	A	25,0	19,1	A+6% FN	25,0	23,79	A

металографічною оцінкою та структурними діаграмами пов'язані з тим, що в [23] розглядаються сталі з вмістом азоту в кількості більшій, ніж його розчинність у металі. У структурних діаграмах повинен враховуватися тільки вміст азоту та вуглецю, які знаходяться в твердому розчині. Слід зазначити, що всі структурні діаграми розроблені для прогнозування металу шва зварних з'єднань, тобто згідно з тими швидкостям охолодження, які притаманні зварюванню. Так, діаграма Шеффлера створена на основі експериментальних даних при зварюванні покритими електродами, тобто за технологією ручного дугового зварювання. Інші діаграми розроблялися також на основі експериментальних даних, що отримані при зварюванні на повітрі. Тобто всі структурні діаграми створені для металу зварних швів. Можна сказати, що очікувати збігу результатів прогнозування фазового складу сталей згідно зі структурними діаграмами порівняно з металографічною оцінкою не зовсім доречно.

У [24] прогнозування вмісту фериту в зварному шві при зварюванні різнохідних з'єднань дуплексної сталі DSS 2205 та нержавкої сталі ASS 316 L досліджували із застосуванням структурних діаграм Espy та WRC-92 (FN). Вміст фериту також вимірювали експериментально із застосуванням феритоскопу Фішера FMP30. Доведено, що використання структурної діаграми WRC-92 (FN) для прогнозування вмісту фериту в металі швів у кількості FN може призвести до відхилення FN приблизно  $\pm 8,69$  при зварюванні на погонній енергії 0,60 кДж/мм та  $\pm 3,86$  FN з погонною енергією 0,45 кДж/мм. У той час як діаграма Espy має відхилення  $\pm 2$  % по відношенню до експериментально оціненого значення за допомогою феритоскопа. Прогнозування за діаграмою Espy менше залежить від швидкості охолодження і є точнішим.

На цьому прикладі показано, що застосування структурних діаграм для прогнозування фазового складу металу зварних швів при зварюванні різнохідних сталей може бути досить успішним.

Структурною діаграмою Шеффлера також користуються для прогнозування фазового складу

металу швів при зварюванні різнохідних сталей – низьколегованих з аустенітними [25].

Прогноз мікроструктури металу зварного шва, який здійснюється на основі структурних діаграм та підрахунку Cr<sub>екв</sub> та Ni<sub>екв</sub>, не враховує вплив швидкості охолодження і, отже, має досить обмежене практичне застосування, особливо при технологіях зварювання, де швидкість охолодження відрізняється від звичайної, наприклад, при зварюванні у водному середовищі, при електронно-променевому зварюванні або зварюванні на імпульсному режимі і т.п. Тому для перевірки прогнозованого фазового складу металу швів доречно буде порівняти його з експериментальною оцінкою фазового складу із застосуванням феритометрів або феритоскопів.

У [10] досліджували вміст фериту в ЗТВ дуплексної нержавкої сталі 2205 за допомогою методу ручного підрахунку точок відповідно до стандарту ASTM E 562 [22]. Зазначено, що вимірювання фериту в основному металі та в металі шва із застосуванням ASTM E 1245 [26] зазвичай дає еквівалентні результати порівняно з методом ручного підрахунку точок. Визначення максимального вмісту фериту в ЗТВ цим методом ускладнено. ASTM E 562 є посібником із вимірювання фаз (аустеніт та ферит), але не визначає точне збільшення для металографічного дослідження. У залежності від збільшення вміст фериту в ЗТВ показує різні результати: при збільшенні  $\times 400$  вміст фериту складає 48 %, при збільшенні  $\times 1000$  вміст фериту визначається в кількості 76 %, тобто відрізняється в 1,5 рази. Тому збільшення  $\times 400$  разів не є повністю репрезентативним, тоді як збільшення  $\times 1000$  разів більше підходить для оцінки вмісту фериту в ЗТВ. Тобто інтерпретація вмісту фериту дуже сильно залежить від навичок оператора. Метод ручного підрахунку точок за методологією сітки визначає вміст фериту від 50 до 75...80 % для однієї й тієї ж мікроструктури.

На рис. 6 показано вплив методики вимірювання на вміст фериту в ЗТВ дуплексної сталі 2205. Вимірювання проводили за стандартами ASTM E 562.

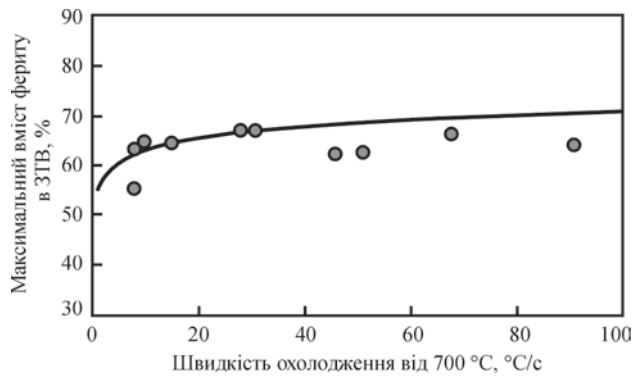


Рис. 6. Вплив методики вимірювання на вміст фериту в ЗТВ дулексної сталі 2205 [10]

Тобто цей метод за ASTM E 562 є дуже недосконалим.

У [8] порівнюються різні технології зварювання – електронно-променеве, яке характеризується високими швидкостями охолодження, та електродугове зварювання W-електродом у захисному газі. Вміст фериту в металі шва вимірювали із застосуванням Feritscope Фішера (за розширеним феритним числом EFN) та металографічним методом ручного підрахунку точок. У табл. 4 наведено результати вимірювань.

Доведено, що вміст фериту при електронно-променевому зварюванні більше, ніж при електродуговому зварюванні W-електродом як з додатковою присадкою нікелю, так і без неї. Це пояснюється більшою швидкістю охолодження при електронно-променевому зварюванні.

Тип первинної кристалізації можна визначити через співвідношення  $Cr_{скв}/Ni_{скв}$  та у відповідності до псевдобінарної діаграми Fe–Cr–Ni (рис. 1) [11].

Таблиця 4. Вміст фериту в металі швів [27]

№ з/п	Способи зварювання	Feritscope (EFN)	Металографічна оцінка, %
1	Електродугове зварювання W-електродом	104	78
2	Електродугове зварювання W-електродом з додатковою присадкою Ni	74	58
3	Електронно-променеве зварювання	114	86
4	Електронно променеве-зварювання з додатковою присадкою Ni	80	61

Таблиця 5. Фазовий склад ЗТВ, змодельованої з різною швидкістю охолодження в діапазоні температур  $T = 1300...800$  °C

Швидкість охолодження ЗТВ, °C/s	Частка фаз, %		
	δ, ферит	γ, аустеніт	Надлишкова фаза (дрібна)
Основний метал	52,000	48,000	–
8,21	57,499	38,674	3,236
81,70	64,644	30,268	3,746
165,85	67,696	20,965	8,606
320,51	68,848	17,733	13,437

Таблиця 6. Кількісний фазовий склад і параметри кристалічної ґратки фазових складових у зварному з’єднанні

Область дослідження	Метод визначення фазового складу	Фазова складова, %			
		δ-Fe		γ-Fe	
		Вміст	Період ґратки, нм	Вміст	Період ґратки, нм
Метал шва	Рентгеноструктурний фаз. аналіз	19,4	0,2889	80,6	0,3607
	MIPAR	19,0	–	81,0	–
Основний метал	Рентгеноструктурний фаз. аналіз	52,8	0,2886	47,2	0,3614
	MIPAR	52,0	–	48,0	–

Враховуючи діапазони швидкостей охолодження, які застосовуються при зварюванні, якщо  $Cr_{скв}/Ni_{скв} \leq 1,5$  затвердіння може бути аустенітним (A) або аустенітно-феритним (A/F). При співвідношенні  $1,5 \leq Cr_{скв}/Ni_{скв} \leq 2,0$  затвердіння буде феритно-аустенітним (F/A). І нарешті, коли  $Cr_{скв}/Ni_{скв} \geq 2,0$ , затвердіння буде феритним (F) [27].

**Вплив швидкості охолодження на фазовий склад при мокрому підводному зварюванні дулексних сталей (DSS) 2205 (експериментальні дані).** Із [28] запозичені результати досліджень, які проведені раніше. У табл. 5 наведено числові значення фазового складу ЗТВ, а на рис. 7 – графічне зображення фазового складу ЗТВ у залежності від швидкості охолодження.

На рис. 7 наведено зміни об’ємних часток фазових складових фериту, аустеніту та надлишкової фази (імовірно виділення нітридів хрому  $Cr_2N$ )

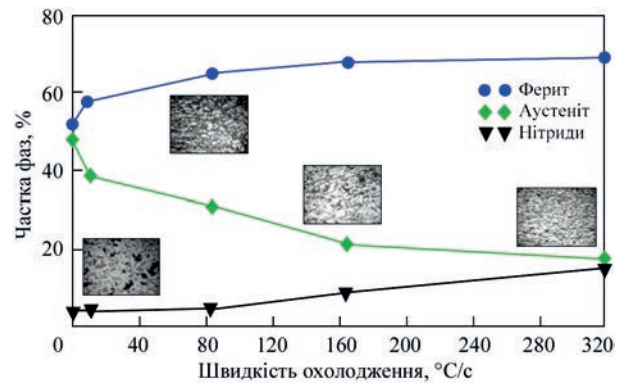


Рис. 7. Фазовий склад ЗТВ дулексної сталі в залежності від швидкості охолодження в діапазоні температур 1200 (1300)...800 °C

в залежності від швидкості охолодження в змодельованій ЗТВ дуплексної сталі в діапазоні температур  $T = 1300 \dots 800$  °С, які визначено із застосуванням програмного забезпечення для аналізу зображень MIPAR.

Проведено дослідження кількісного визначення фазового складу зварного з'єднання двома методами: рентгеноструктурним аналізом та із застосуванням програмного забезпечення MIPAR. Визначення фазового складу проводили із використанням рентгенівського дифрактометра Rigaku Ultima IV. У табл. 6 наведено кількісний фазовий склад і параметри кристалічної ґратки фазових складових у металі шва.

Різницю в значеннях визначення кількісного фазового складу можна пояснити тим, що рентгеноструктурним методом аналізу визначається фазовий склад в об'ємних відсотках, а за допомогою MIPAR – у мас. %.

## Висновки

1. Розглянуто та проаналізовано основні методи із визначення кількісного фазового складу металу зварних з'єднань високолегованих сталей і наведено переваги та недоліки того чи іншого методу.

2. Вибір методу дослідження залежить від завдання, згідно з яким необхідно визначити фазовий склад.

3. Прогнозування фазового складу металу швів за допомогою структурних діаграм доречно застосовувати для тих технологій зварювання, які характеризуються повільним охолодженням зварних виробів на повітрі.

4. Структурні діаграми не враховують швидкість охолодження під час зварювання і для випадків високопродуктивних методів зварювання або умов, що відрізняється від вільного охолодження зварних виробів на повітрі, вносять суттєву похибку визначеного фазового складу.

5. Фазовий склад ЗТВ у зварному з'єднанні можна визначити за допомогою рентгеноструктурного фазового аналізу або із застосуванням програмного забезпечення.

6. Найбільш недосконалим і водночас дуже суб'єктивним є метод ручного підрахунку точок за ASTM E562.

## Список літератури

- Каховский Н.И. (1975) *Сварка высоколегированных сталей*. Київ, Техніка.
- Коперсак Н.И. (1963) Влияние легирующих элементов на 475°-ную хрупкость аустенитно-ферритного наплавленного металла. *Автоматическая сварка*, 7.
- Белинский А.Л. и др. (1970) *О коррозионной стойкости чистоаустенитной стали марки 0X17H16M3T*. В сб.: «Защита металлов», Т.6, Вып. 1. Москва, Наука.
- Интернет ресурс: [https://nas.su/books/razdel\\_722](https://nas.su/books/razdel_722).

- Labanowski, J. (1997) Duplex steels – new material for chemical processing industry. *Engineering and Chemical Equipment*, 2, 3–10.
- API 582-09. Welding guidelines for the chemical, oil, and gas industries.
- Norsok M-630, Edition 6. Oktober 2013. Material data sheets and element data sheets for piping.
- Muthupandi, V., Srinivasan, P.B., Seshadri, S.K., Sundaresan, S. (2003) Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. *Materials Science and Engineering: A*, 358, 1–2, 9–16.
- Liou, H.-Y., Hsieh, R.-I., Tsai, W.-T. (2002) Microstructure and pitting corrosion in simulated heat-affected zones of duplex stainless steels. *Materials Chemistry and Physics*, 74, 33–42.
- Higelin, A., Manchet, S.L., Passot, G. et al. (2022) Heat-affected zone ferrite content control of a duplex stainless steel grade to enhance weldability. *Welding in the World*, 66, 1503–1519. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40194-022-01326-0>.
- Verma, I., Taiwade, R.V (2017) Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments – A review. *J. of Manufacturing Processes*, 25, 134–152. DOI: <https://doi.org/10.1016/J.JMAPRO.2016.11.003>
- Schäffler, A.L. (1949) Constitution diagram for stainless steel weld metal. *Metal Progress*, 56, 680–680.
- Delong, F. (1973) Ferrite Determination in Stainless Steel weld metal. *Welding J.*, 10.
- Kotecki, D.I., Siewert, P.A. (1992) WRC-1992 Constitution diagram for stainless steel weld metals: A modification of the WRC-1988 diagram. *Welding J.*, 71 (5), 171–178.
- Lippold, J.C., Kotecki, D.J. (2005) *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel*. Wiley, Hoboken, New Jersey.
- Колпингон Э.Ю., Иванова М.В., Шитов Е.В. (2007) Азот-содержащие стали эквивалентного состава. *Черные металлы*, февраль, 10–12.
- Помарин Ю.М., Бялик О.М., Григоренко Г.М. (2007) *Вприв газів на структуру та властивості металів і сплавів*. Київ, НТУУ «КПІ».
- Cobelli, P. (2003) Development of ultrahigh strength austenitic stainless steels alloyed with nitrogen: *Dis. of doctor of technical Sciences*: Swiss federal institute of technology in Zurich.
- Vicente, A. (2017) Estudo da resistência à oxidação a oar a altas temperaturas de um aço inoxidável austenítico micrligado ao céserio soldado pelo processo mig/mag com diferentes gases de proteção. Tese de Doutorado, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo. DOI: <https://doi.org/10.11606/T.3.2017.tde-05092017-103140>
- Jonson, E., Grabaek, L. et al. (1988) Microstructure of rapidly solidified stainless steel. *Materials Science and Engineering*, 98, 301–303.
- Интернет ресурс: <http://www.Sales@otec.com.ua>.
- ASTM E 562 (2020) Standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count. West Conshohocken: ASTM.
- Шейко И.В., Григоренко Г.М., Шаповалов В.А. (2016) Легирование сталей и сплавов азотом из дуговой плазмы: теория и практика. (Обзор. Ч. I). *Современная электрометаллургия*, 1 (122), 32–37. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2016.01.05>
- Verma, J., Taiwade, R.V., Khatirkar, R.K. et al. (2016) Microstructure, Mechanical and Intergranular Corrosion Behavior of Dissimilar DSS 2205 and ASS 316 L Shielded Metal Arc Welds. *Trans. Indian Inst. Met.*, 70, 225–237. <https://doi.org/10.1007/s2666-016-0878-8>.
- Земзин В.Н. (1966) *Сварные соединения разнородных сталей*. Москва, Машиностроение.
- ASTM E 1245-03 (2023) Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis. <https://cdn.standards.iteh.ai>.
- Vicente, A., Silva, P.A.D., Sadanandan, S. et al. (2020) Study on the effect of nitrogen content and cooling rate on the ferrite number of austenitic stainless steels. *International J. of Advanced Engineering Research and Science (UAERS)*, 7, 11, 270–277. DOI: <https://doi.org/10.22161/ijaers.711.34>
- Максимов С.Ю., Фадеева Г.В., Костін В.А. та ін. (2023) Вплив швидкості охолодження на мікроструктуру та фа-

зовий склад ЗТВ дуплексної сталі (DSS) 2205 при мокрому підводному зварюванні. *Автоматичне зварювання*, 12, 3–12. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2023.12.01>

References

1. Kakhovsky, N.I. (1975) *Welding of high-alloy steels*. Kyiv, Tekhnika [in Russian].
2. Kopersak, N.I. (1963) Influence of alloying elements on 475° brittleness of austenitic-ferritic deposited metal. *Avtomatich. Svarka*, 7 [in Russian].
3. Belinsky, A.L. et al. (1970) *About corrosion resistance of pure austenitic steel grade OKh17N16M3T*. In Coll.: Protection of Metals, Vol. 6, Issue 1. Moscow, Nauka [in Russian].
4. <https://nas.su/books/razdel/722>.
5. Labanowski, J. (1997) Duplex steels – new material for chemical processing industry. *Engineering and Chemical Equipment*, 2, 3–10.
6. API 582-09. Welding guidelines for the chemical, oil, and gas industries.
7. Norsok M-630, Edition 6. Oktober 2013. Material data sheets and element data sheets for piping.
8. Muthupandi, V., Srinivasan, P.B., Seshadri, S.K., Sundaresan, S. (2003) Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. *Mater. Sci. and Engin.*: A, 358, 1–2, 9–16. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00077-7](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00077-7)
9. Liou, H.-Y., Hsieh, R.-I., Tsai, W.-T. (2002) Microstructure and pitting corrosion in simulated heat-affected zones of duplex stainless steels. *Materials Chemistry and Physics*, 74, 33–42. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0254-0584\(01\)00409-6](https://doi.org/10.1016/S0254-0584(01)00409-6)
10. Higelin, A., Manchet, S.L., Passot, G. et al. (2022) Heat-affected zone ferrite content control of a duplex stainless steel grade to enhance weldability. *Welding in the World*, 66, 1503–1519. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40194-022-01326-0>.
11. Verma, I., Taiwade, R.V (2017) Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments – A review. *J. of Manufacturing Processes*, 25, 134–152. DOI: <https://doi.org/10.1016/J.JMAPRO.2016.11.003>
12. Schäffler, A.L. (1949) Constitution diagram for stainless steel weld metal. *Metal Progress*, 56, 680-680.
13. Delong, F. (1973) Ferrite determination in stainless steel weld metal. *Welding J.*, 10.
14. Kotecki, D.I., Siewert, P.A. (1992) WRC-1992 Constitution diagram for stainless steel weld metals: A modification of the WRC-1988 diagram. *Welding J.*, 71(5), 171–178.
15. Lippold, J.C., Kotecki, D.J. (2005) *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel*. Wiley, Hoboken, New Jersey.
16. Kolpingon, E.Yu., Ivanova, M.V., Shitov, E.V. (2007) Nitrogen-containing steels of equivalent composition. *Chyornye Metally*, February, 10–12 [in Russian].
17. Pomarin, Yu.M., Bialik, O.M., Hryhorenko, H.M. (2007) *The influence of gases on the structure and properties of metals and alloys*. Kyiv, NTUU KPI [in Ukrainian].
18. Cobelli, P. (2003) Development of ultrahigh strength austenitic stainless steels alloyed with nitrogen: Syn. of Thesis for Dr. of Techn. Sci. Degree. Swiss Federal Institute of Technology in Zurich.
19. Vicente, A., Silva, P.A.D., Souza, R.L.D., Santos, I.L.D. et al. (2020) The use of duplex stainless steel filler metals to avoid hot cracking in GTAW welding of austenitic stainless steel AISI 316L. DOI: <https://doi.org/10.11606/T.3.2017.tde-05092017-103140>
20. Jonson, E., Grabaek, L. et al. (1988) Microstructure of rapidly solidified stainless steel. *Mater. Sci. and Engin.*, 98, 301–303. DOI: [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(88\)90174-7](https://doi.org/10.1016/0025-5416(88)90174-7)
21. <http://www.Sales@otec.com.ua>.
22. ASTM E 562 (2020) Standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count. West Conshohocken: ASTM.
23. Sheiko, I.V., Grigorenko, G.M., Shapovalov, V.A. (2016) Alloying of steels and alloys with nitrogen from the arc plasma. Theory and practice (Review. Pt. 1). *Sovrem. Elektrometall.*, 122(1), 32–37 [in Russian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2016.01.05>
24. Verma, J., Taiwade, R.V., Khatirkar, R.K. et al. (2016) Microstructure, mechanical and intergranular corrosion behavior of dissimilar DSS 2205 and ASS 316 L shielded metal arc welds. *Trans. Indian Inst. Met.*, 70, 225–237. DOI: <https://doi.org/10.1007/s2666-016-0878-8>
25. Zemzin, V.N. (1966) *Welded joints of dissimilar steels*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
26. ASTM E 1245-03 (2023) Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis. <https://cdn.standards.iteh.ai>.
27. Vicente, A., Silva, P.A.D., Sadanandan, S. et al. (2020) Study on the effect of nitrogen content and cooling rate on the ferrite number of austenitic stainless steels. *Int. J. of Advanced Engin. Research and Sci. (UAERS)*, 7(11), 270–277. DOI: <https://doi.org/10.22161/ijaers.711.34>
28. Maksymov, S.Yu., Fadeyeva, G.V., Jia Chuanbao, Kostin, V.A. et al. (2024) Influence of cooling rate on the microstructure and phase composition of the HAZ of duplex stainless steel (DSS) 2205 during wet underwater welding. *The Paton Welding J.*, 1, 3–12. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2024.01.01>

REGARDING THE ISSUE OF DETERMINING THE QUANTITATIVE PHASE COMPOSITION OF THE METAL OF WELDED JOINTS OF DUPLEX STEELS

G.V. Fadeeva<sup>1</sup>, S.Yu. Maksymov<sup>1</sup>, Chuanbao Jia<sup>2</sup>, D.V. Vasiliev<sup>1</sup>, A.A. Radzievska<sup>1</sup>

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

E-mail: [maksimov@paton.kiev.ua](mailto:maksimov@paton.kiev.ua)

<sup>2</sup>MOE Key Lab for Liquid-Solid Structure Evolution and Materials Processing, Institute of Materials Joining, Shandong University, Jinan 250061

The article considers the main methods and techniques that exist today for quantitative determination of the phase composition of metal in welded joints of high-alloy and duplex stainless steels (DSS). The expediency of using one or another method in different cases is analyzed. The article presents the results of the analysis of the influence of cooling rate on the structure and phase composition of weld metal and HAZ in welding of high-alloy chromium-nickel steels and duplex stainless steels. It is shown that due to the influence of high cooling rates, such as during welding in aqueous medium, the amount of ferritic component in the weld metal and deposited metal of high-alloy steels decreases, whereas in the weld metal and HAZ of duplex steels, on the contrary, the amount of austenitic component decreases. This depends on the type of metal crystallization. These data explain the differences in determining the phase composition of weld metal and deposited metal at the same alloying during welding in different environments. The main advantages and disadvantages of various methods and techniques for quantitative determination of the phase composition of welded joints of high-alloy and duplex steels are shown. 28 Ref., 6 Tabl., 7 Fig.

*Keywords: high-alloy chromium-nickel steels, duplex steels, phase composition, austenite, ferrite, cooling rate, methods for quantitative determination of phase composition*

Отримано 25.09.2024

Отримано у переглянутому вигляді 29.10.2024

Прийнято 15.01.2025

# ОСОБЛИВОСТІ ЗВАРЮВАННЯ ВИБУХОМ ОБОЛОНОК РЕАКТОРІВ НА ШВИДКИХ НЕЙТРОНАХ

П.С. Шльонський, Фенг Гао

Liaoning Xin Huayang Weiye Equipment Manufacturing company Ltd №1 Road, Tieling high-tech industrial development zone, Liaoning province, China. E-mail: pshlonsk@hmtclad.com

Проведено дослідження можливості зварювання вибухом пластин і дисків із дисперсно-зміцненою оксидами низькопластичної сталі між собою. Для попередження появи тріщин на поверхні пластин застосовували низькотемпературний (до 200 °C) підігрів пластини яка метається. У широкому діапазоні параметрів зварювання вибухом з прив'язкою до вікна зварюваності показано мікроструктуру отриманого з'єднання для дисків завтовшки 2 мм і діаметром 50 мм, які були вварені за допомогою лазерного зварювання у пластини з вуглецевої і нержавкої сталей. Проведено випробування міцності на відрив для отриманих з'єднань, вдалося досягти міцності з'єднання 75 % від міцності основного металу. Виконано зварювання вибухом пластин розміром 100×50×3 мм, границя зони з'єднання має типову для зварювання вибухом хвилясту форму. За допомогою енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії визначено хімічний склад включень у зоні з'єднання, встановлено, що у зоні з'єднання наявні силікати. Показано, що застосування низькотемпературного підігріву дозволяє зварювати пластини з ODS сталі за допомогою енергії вибуху. Бібліогр. 14, табл. 3, рис. 9.

*Ключові слова:* ODS сталь, зварювання вибухом, вікно зварювання, низькотемпературний підігрів, мікроструктура

**Актуальність. Мета роботи.** Особливістю атомної енергетики завжди була потреба у нових конструкційних матеріалах для ядерних енергетичних установок.

Нанотехнології у цій галузі застосовувалися ще доти, коли почали використовувати приставку «нано», оскільки створені паливні і конструкційні матеріали багато в чому ґрунтувалися на якісній зміні властивостей матеріалів під час переходу в нанометричний діапазон розмірів [1, 2].

Області застосування нанотехнологій в атомній енергетиці дуже різноманітні та охоплюють практично все коло проблем ядерного паливного циклу та циклу, який створюється, – термоядерного. Однією з них є створення нанодисперсних матеріалів конструкційного і функціонального призначення, а саме дисперсно-зміцнених оксидами (Oxide Dispersion Strengthened steel, ODS сталь) феритно-мартенситних сталей або нанодисперсних ODS сталей. Основу такої сталі складає порошок «Єврофер», до якого додали десятки долі масового проценту  $Y_2O_3$  [3].

Феритно-мартенситні сталі є основними кандидатами на роль сучасних матеріалів для оболонок реакторів на швидких нейтронах через їхню задовільну стійкість проти радіації і радіаційного розпухання (при високотемпературному опроміненні великими нейтронними потоками в аустенітних сталях і сплавах на основі Ni, Ti, Mo, Zr, Be зароджуються та зростають вакансійні пори, а рухомі міжвузельні атоми переходять на крайові дислокації та межі зерен, що призводить до по-

мітного збільшення обсягу металу – радіаційного розпухання [4]). Одже, ці сталі можуть страждати від повзучості за межами зерен і матриці при температурах вище 550 °C.

Для досягнення мети експлуатації інноваційних реакторних систем при більш високих температурах необхідно розглянути можливість використання ODS сталей. Припускається використання цих сталей для бланкету, що дозволить підвищити робочу температуру до ~850 °C [3, 5, 6]. Бланкет – дуже напружена в тепловому та радіаційному плані система міжнародного термоядерного реактора – ІТЕР, його призначення уловлювати нейтрони з високою енергією, що утворюються при термоядерній реакції, у ньому нейтрони уповільнюються, виділяючи тепло, яке відводиться охолоджувальною системою.

Схематичне зображення розташування матеріалів у термоядерному реакторі зображено на рис. 1.

Оцінка різних (традиційних та альтернативних) способів виробництва, дослідження механічних властивостей та деградації матеріалу внаслідок опромінення широко проводяться як у Китаї, так і в усьому світі (США, Японія, Європейський союз, Україна). Іншою актуальною проблемою для ODS сталей є розробка методів їх нероз'ємного з'єднання зварюванням. Відомо, що зварювальні процеси можуть негативно змінити мікроструктуру, а отже, механічні властивості основного матеріалу. Тому розуміння мікроструктурних змін, спричинених зварюванням, і їх вплив на механічні властивості мають велике значення для підвищення якості отриманого з'єднання.

Шльонський П.С. – <https://orcid.org/0000-0002-3566-1752>

© П.С. Шльонський, Фенг Гао, 2025

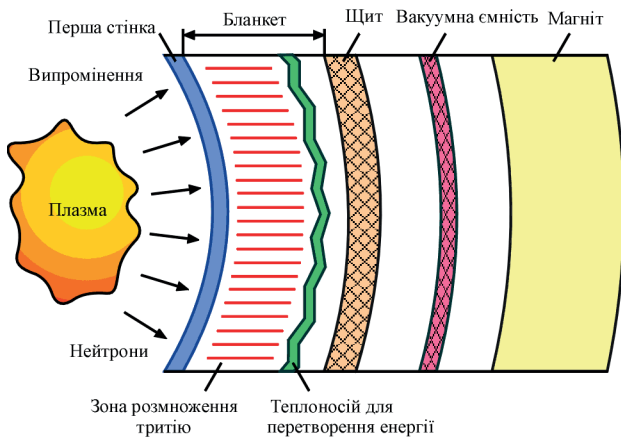


Рис. 1. Схематичне зображення розташування матеріалів у термоядерному реакторі [6]

З'єднання ODS сталей є достатньо складним завданням, оскільки традиційні процеси зварювання плавленням, такі як електронно-променеве зварювання і зварювання неплавким електродом, можуть не тільки змінити характерну мікроструктуру основного матеріалу, але також зруйнувати частинки  $Y_2O_3$  що може вплинути на механічні характеристики матеріалу за високих температур.

Метод зварювання вибухом (ЗВ) – це процес, при якому відсутня необхідність у джерелі тепла, а нероз'ємне з'єднання утворюється завдяки механічній (кінетичній) енергії пластин, що співударяються [7, 8]. Цей спосіб можна зарахувати до «холодних», які не вимагають нагрівання до температури плавлення або близької до неї. Зона термічного впливу при зварюванні вибухом на оптимальних режимах по відношенню до товщин зварюваних пластин мала і становить кілька десятків мікрометрів. Час існування високих температур також малий. Даним методом можна отримувати з'єднання практично будь-яких металів і сплавів між собою або через прошарок з іншого металу.

Тому представляє інтерес провести дослідження можливості використання зварювання вибухом для з'єднання ODS сталей з оцінкою вікна зварюваності.

Запровадження поняття ВЗ є важливим досягненням гідродинамічної теорії [9–11]. Перші уявлення про становище границь ВЗ склалися ще на початку 1970-х років. Значний внесок у дослі-

дження класифікації течій у площині координат « $\gamma-V_k$ » зробили А.А. Дерібас із співробітниками. В рамках гідродинамічного підходу при проектуванні режиму зварювання слід добиватися того, щоб траєкторія робочої точки на площині координат за час процесу ЗВ не виходила з частини ВЗ, яка відповідає режимам утворення якісного з'єднання. Положення меж ВЗ індивідуальне для кожного поєднання металів і встановлюється експериментально.

Для матеріалів з низькою пластичністю і високою міцністю широко використовується на практиці ЗВ з низькотемпературним підігрівом [12]. Вдалим прикладом такого застосування можна вважати [13], в якій описано відпрацювання технології виготовлення біметалічного композиту «швидкорізальна сталь Р6М5 + вуглецева або низьколегована сталі» для інструментального виробництва. В'язко-крихкий перехід найбільш чітко визначався у випробуваннях на ударну в'язкість і відбувався в інтервалі температур 125...175 °С. Тому ЗВ ODS сталі доцільно виконувати з низькотемпературним підігрівом до 200 °С, що ймовірно підвищить її пластичність і яка є нижчою за температуру повного розкладання селітри (210 °С) основного компоненту вибухової речовини.

**Метою** даної роботи було вперше у світовій практиці дослідити принципову можливість отримання зварного з'єднання ODS сталей між собою за допомогою зварювання вибухом з низькотемпературним підігрівом та оцінити його міцність.

**Матеріали та методи досліджень:** Для даної роботи використовувалася ODS сталь, виготовлена в Європейському союзі, так звана Eurofer ODS (0,3 ваг. %  $Y_2O_3$ ), у вигляді гарячекатаного листа 260×225×3 мм, розмір пластин, що вирізалися 100×50 мм. Зразки, для досліджень, були отримані із стрижня та мали форму круглих дисків завтовшки і діаметром відповідно 2 і 50 мм. Хімічний склад та механічні властивості ODS сталі наведені відповідно в табл. 1 та 2.

Металографічні дослідження структури металів після ЗВ проводили за допомогою металографічного мікроскопа ММО-1600 зі збільшенням до ×1600. Фотографії мікроструктури викону-

Таблиця 1. Хімічний склад ODS сталі

Сплав	C	Si	Mn	Cr	V	W	Ta	$Y_2O_3$
Eurofer	0,12	0,06	0,42	8,87	0,19	1,1	0,14	0,3 або 0,5

Примітка. Інші елементи (мас. %) Nb, Mo, Ni, Cu, Al, Co обмежені значеннями ppm.

Таблиця 2. Механічні властивості ODS сталі

$\sigma_r$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	Рівномірне подовження $\delta$ , %	Загальне подовження $\delta$ , %
1060 ± 45	1135 ± 50	3,2 ± 0,3	12,8 ± 0,9

вали камерою CMOS (фірма «KONUS», Італія) з розеткою USB.

Оскільки диски мають діаметр лише 50 мм, їх було вварено у пластини з нержавкю (рис. 2) (диск, який метається) і вуглецевої сталі (диск, що знаходиться в основі) за допомогою лазерного зварювання. Диски вварювались з метою винесення початкового і кінцевого непровару за їх межі.

На рис. 3 представлені додаткові операції і пристосування для реалізації технології ЗВ з підігрівом. Для нагрівання пластини, яка метається, використовували керамічні інфрачервоні нагрівачі панельного типу німецької компанії Elstein (рис. 3, а). Температуру на поверхні пластини вимірювали за допомогою чотириканального термометра Voltcraft K204 (діапазон вимірювання від  $-200$  до  $+1370$  °C) з термопарою К-типу.

З метою зменшення часу на формування заряду коробку для вибухової речовини було виконано з дном (рис. 3, б). Що дозволяло заздалегідь засипати вибухову речовину у коробку і після закінчення нагріву швидко встановити її на поверхню пластини, яка метається. З боків пластин, які зварюються встановлено направляючі стрижні, а з боків коробки прикріплено крила з отворами (рис. 3, б). Таким чином дистанційно забезпечувалось центрування заряду відносно пластин. На рис. 3, в показано коробку з кар-

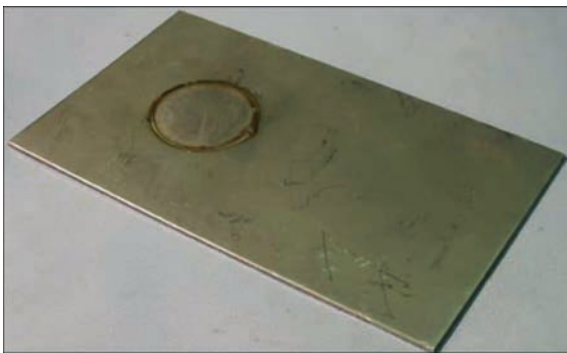


Рис. 2. Диск зі сталі ODS, вварений в пластину з нержавкюї сталі

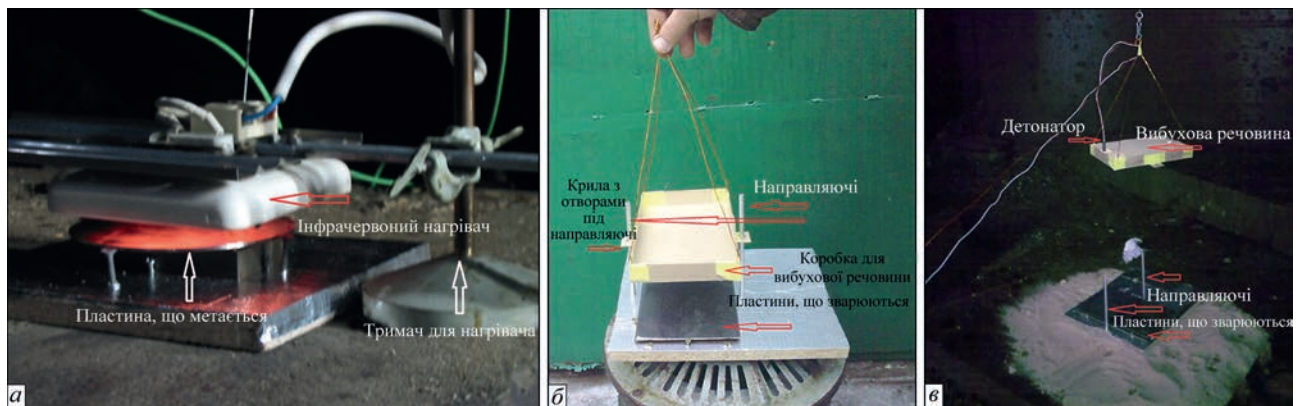


Рис. 3. Додаткові операції при зварюванні вибухом дисків з ODS сталі з низькотемпературним підігрівом: а – нагрів; б – коробка для вибухової речовини із дном і направляючими; в – коробка заповнена вибуховою речовиною, готова до дистанційного встановлення

тону, заповнену вибуховою речовиною і детонатором, яку буде дистанційно опущено на пластини, що зварюються.

З метою визначенні діапазону зварюваності ODS сталі було проведено експерименти з наступними початковими кутами  $\alpha$  між пластинами:  $-2,00^\circ$ ,  $0,00^\circ$ ,  $+2,00^\circ$  і  $+4,00^\circ$  і відповідними цим кутам швидкостями точки контакту  $V_k$  (зварювання): 3881,00; 2875,00; 2290,00 і 1904,00 м·с<sup>-1</sup>. Величина зварювального проміжку становила 4,8 мм. Пластини з ввареними дисками з ODS сталі після ЗВ показано на рис. 4. Дефект у вигляді тріщини, який можна спостерігати на рис. 4, це не дефект ЗВ, диски ODS сталі зварені між собою добре, розшарування відбулось по зоні лазерного зварювання.

**Результати експериментів та їх обговорення.** Після ЗВ отримані зразки піддавалися металографічним дослідженням. Мікроструктуру зони з'єднання ODS сталі на різних режимах рис. 5, а, з прив'язкою до вікна зварюваності (ВЗ) показано на рис. 5, б.

Ліву частину вікна зварюваності представлено зображенням мікроструктури № 1, 2. Там спостерігаються дуже великі деформації зсуву, або майже без хвиль (№ 1), або з довгими хвилями на межі розділу між дисками ODS сталі (№ 2).

Регулярні хвилі з амплітудою приблизно 100 мкм та відсутність розплавів на зображенні мікроструктури № 3 вказують, що саме на цьому режимі реалізуються найкращі умови для ЗВ ODS сталі.

На зображенні мікроструктури № 4 видно, амплітуда хвиль стає меншою порівняно з № 3. Це тому, що швидкість точки зіткнення зростає приблизно до 4000 м/с і внаслідок виділення тепла при високій швидкості зварювання починають утворюватися завихрення, так звані «кишені».

Таким чином, можна сказати, що оптимальна швидкість детонації для зварювання ODS сталі

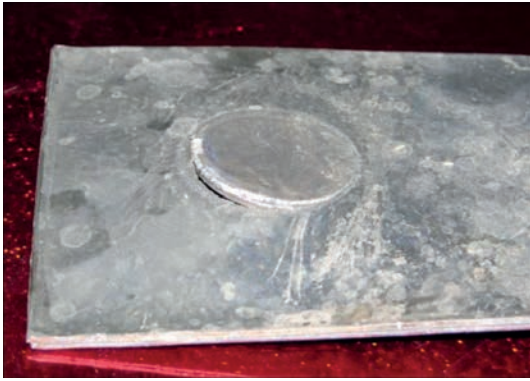


Рис. 4. Пластини з звареними дисками з ODS сталі після ЗВ становить  $2875 \text{ м}\cdot\text{с}^{-1}$ , а зварювальний проміжок 4,8 мм, це забезпечує швидкість співударання близько  $750 \text{ м}\cdot\text{с}^{-1}$ .

На зображенні мікроструктури № 4 можна бачити відмітки після вимірювання мікротвердості поблизу зони з'єднання та в «кишенях». Значення мікротвердості, тим не менш, близькі: 440 HV поблизу межі розділу і 420 HV в «кишенях».

Після проведених досліджень на зразках із дисками було виконано зварювання пластин із ODS сталі розміром  $100 \times 50 \times 3 \text{ мм}$ . ЗВ виконувалось із підігрівом до  $200 \text{ }^\circ\text{C}$ , режим зварювання був наступним: висота вибухової речовини – 40 мм; зварювальний проміжок – 4 мм. У результаті вдалося успішно зварити пластини між собою і отримати зразок який показано на рис. 6. З отриманого зразка вирізалась ділянка (на рис. 6 показано місце) для вивчення мікроструктури зони з'єднання.

Зображення мікроструктури ODS сталь + ODS сталь показано на рис. 7. Після травлення пікриновою кислотою поперечний переріз зразка має

типову для ЗВ хвилясту форму на межі розділу та світлі включення (позначено червоними стрілками). Енергодисперсійна рентгенівська спектроскопія (EDX) (рис. 8) показала, що ці включення є силікатами (табл. 3). Місця проведення аналізу EDX позначені стрілками і цифрами.

Можливим поясненням наявності силікатів на поверхні між пластинами є те, що внаслідок невеликої довжини пластин, які зварюються, не відбулось повного очищення поверхонь кумулятивним струменем. Вивчення впливу цих включень на механічні властивості матеріалу, звареного вибухом, і наявність силікатів в наступних зразках представляє інтерес для подальших досліджень.

Оскільки ЗВ ODS сталі виконували з низькотемпературним підігрівом, то цікаво теоретично оцінити температуру, яка буде у зоні формування з'єднання, і перевірити його міцність на відрив.

При ЗВ нагрівання шарів металу, що прилягають до поверхні контакту, здійснюється за декількома механізмами [8]:

- великі деформації пластичного зсуву поверхневих шарів;
- захоплення кумулятивного потоку (так званого «зворотного струменя») при зварюванні в режимі з утворенням хвиль [7, 14];
- нагрів від ударно стисненого повітря в зварювальному зазорі.

У нашому випадку істотні два перші механізми, оскільки довжина заготовок невелика.

Ступінь нагрівання залежить від вибору режиму ЗВ. Нагрів від зсувних деформацій присутній завжди, але в розглянутому випадку ЗВ з утво-

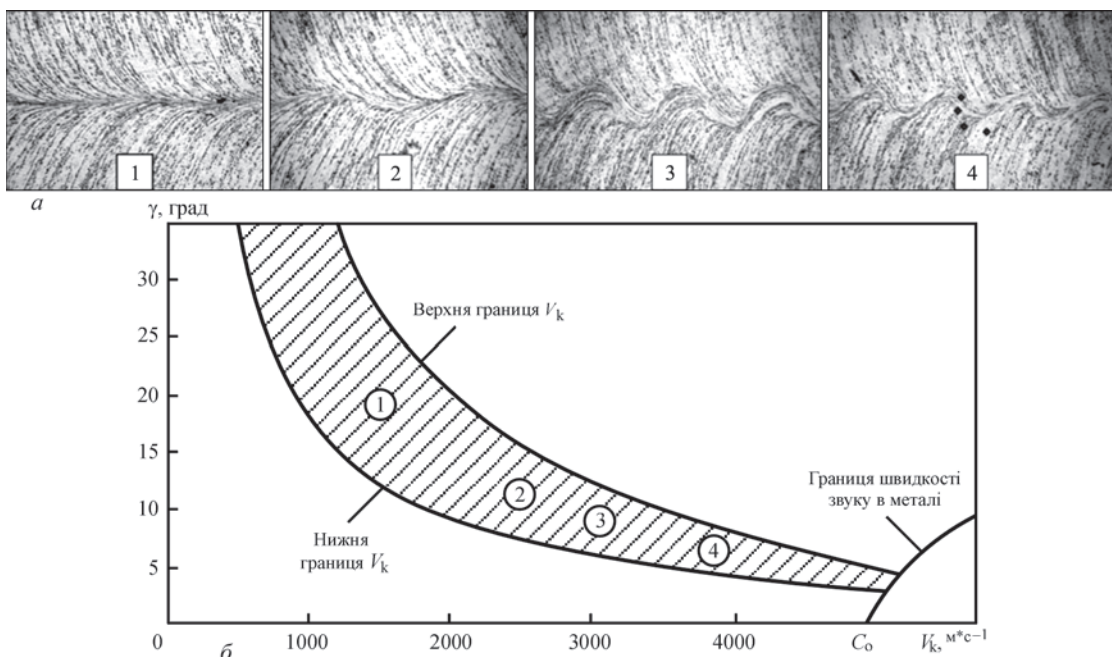


Рис. 5. Мікроструктури зони зварювання дисків з ODS-сталі при різних режимах ЗВ (а), з прив'язкою до ВЗ (б),  $\times 200$ : 1 –  $\alpha = +4,00^\circ$ ,  $V_k = 1904,00 \text{ м}\cdot\text{с}^{-1}$ ; 2 –  $\alpha = +2^\circ$ ,  $V_k = 2290 \text{ м}\cdot\text{с}^{-1}$ ; 3 –  $\alpha = 0,00^\circ$ ,  $V_k = 2875 \text{ м}\cdot\text{с}^{-1}$ ; 4 –  $\alpha = -2^\circ$ ,  $V_k = 3881,00 \text{ м}\cdot\text{с}^{-1}$

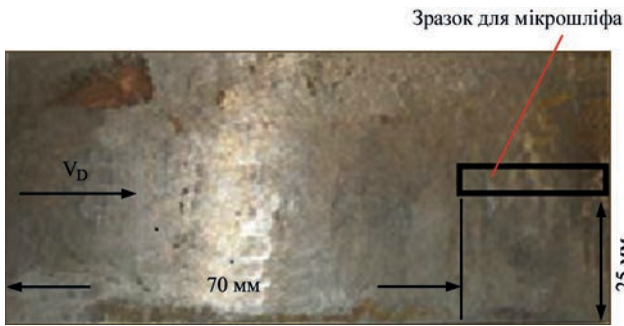


Рис. 6. Зразок ODS сталь + ODS сталь, отриманий ЗВ



Рис. 7. Мікроструктура зони ЗВ пластин з ODS сталі

ренням хвиль його інтенсивність підвищена через наявність тангенціальної компоненти  $V_t$  швидкості зіткнення поверхонь. Чим більше  $V_t$ , тим більше зсувні деформації і нагрівання. Тому величини компоненти  $V_t$  і інтенсивність нагріву циклічно змінюються з періодом, рівним довжині хвилі.

Пластичні деформації зсуву за рахунок  $V_t$  і захоплення кумулятивного потоку відповідають за утворення розплавів у т.з. «кишенях». Обсяг вмісту вихрових зон зростає в міру віддалення режиму від нижньої межі ВЗ, і в міру наближення до верхньої межі розплави можуть утворювати суцільний шар, що позбавляє з'єднання міцності. При цьому, чим більше відносно подовження зварювального зазора (відношення його довжини до ширини), тим більша частка кумулятивного потоку виявляється захопленою у вихрові зони. У нашому випадку (ODS + ODS) чітко виражених вихорів ще немає, але на мікрошліфах вже видно досить значні зони розплаву (світлі) (рис. 7).

На даний час відсутні методики інженерного розрахунку теплових полів при ЗВ (тим більше, в режимі з хвилеутворенням). Відома методика експериментального визначення теплових полів, що вимагає вимірювань полів пластичних деформацій у зразках, набраних із шарів металу. Ця методика, розроблена у Волгоградському державному технічному університеті, громіздка у виконанні та коштовна, тому використовується рідко.

Існуючі уявлення про інтенсивність нагріву в тих режимах ЗВ, які використані в наших дослідженнях, зводяться до наступного. Зварювані пластини можна умовно розбити за товщиною на три зони:

- прилегла до поверхні контакту зона формування з'єднання (ЗФЗ), товщина якої приймається рівною амплітуді зварювальних хвиль;
- перехідна зона того ж порядку товщини, що і ЗФЗ;
- основний шар пластини.

Товщина двох перших зон, разом узятих, на порядок менше товщини пластин, які зварюються (у нашому випадку вони займають приблизно 12...15 % товщини). Основний обсяг пластини в процесі ЗВ прогрівається на десятки °С. Вирівнювання температурного поля у звареному зразку в цілому займає десятки мікросекунд. Температура пластини, що метається, та приконтатної зони після вирівнювання може досягати 100 °С за умови відсутності попереднього підігріву.

Температура ЗФЗ досягає максимуму на контактній поверхні. У нашому випадку на деяких ділянках контактної поверхні вона досягає температури плавлення. Середня температура ЗФЗ для звичайних металів може становити 550...750 °С. У нашому випадку високошвидкісного металу і досить високих швидкостей метання пластини (750 м/с) та детонації (2850 м/с) вона, ймовірно, може становити 800...900 °С.

Максимальна температура, що досягається в перехідній зоні, змінюється за її товщиною для звичайних металів у межах від 100 до 200...400 °С,

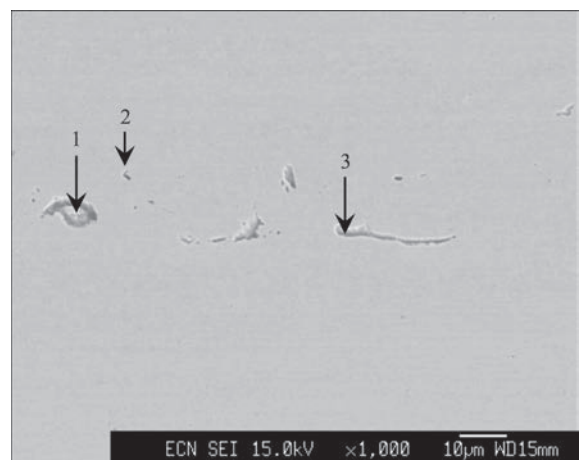


Рис. 8. Місця проведення аналізу EDX на зразку позначені стрілками та цифрами

Таблиця 3. Результат EDX аналізу

Розташування	Хімічний склад, масова частка %						
	W	Si	Ca	V	Cr	Mn	Fe
Основний метал	1,0	0,1	–	0,2	9,3	0,6	88,8
Точка 1 на рис. 8	0,9	0,3	–	–	9,7	–	89,1
Точка 2 на рис. 8	–	4,6	–	0,7	13,1	–	81,6
Точка 3 на рис. 8	–	7,1	0,5	–	9,0	–	83,3

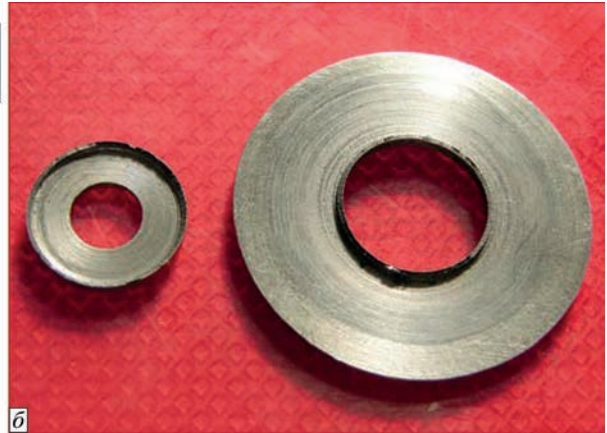
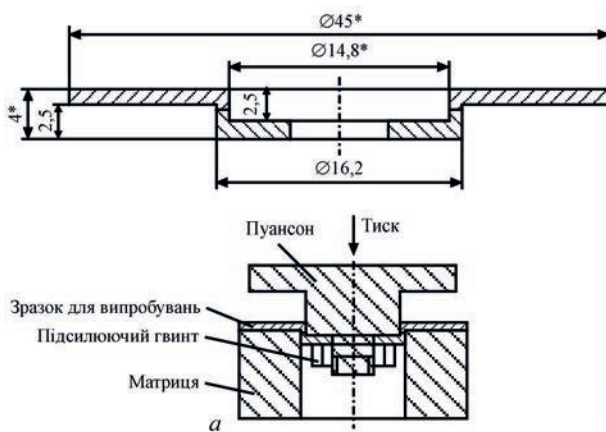


Рис. 9. Схема зразка і вузла для випробувань на відрив ODS сталі (а) та вигляд зразків з ODS сталі після випробувань (б)

у нашому випадку, можливо, до більш високої температури.

Таким чином, можливо припустити, що попередній підігрів до 200 °С пластин з ODS сталі, які зварюються вибухом, не буде надавати істотного впливу на їх механічні властивості після ЗВ.

Проведені випробування міцності на відрив для ODS сталей, які зварені вибухом за схемою, зображеною на рис. 9, а. На рис. 9, б зображено зразок після випробувань на відрив. Міцність на відрив для ODS сталей, які зварені вибухом на режимі № 3, склала 851 МПа, що становить 75 % від міцності основного металу. Міцність на режимі № 2 склала лише 534 МПа. Таким чином, хоча на зображенні мікроструктури № 2 (рис. 5) у зоні з'єднання ми спостерігаємо довгі хвилі невеликої амплітуди, що свідчить про наявність зварного з'єднання, його міцність становить близько 50 % від міцності основного металу.

### Висновки

1. Проведені дослідження та розробки показали, що зварювання вибухом ODS сталі до монет ODS має широке вікно зварюваності – в рамках швидкості точки зіткнення – від 2000 до 4000 м/с. Найвища міцність з'єднання, яку вдалося досягти для ODS сталі, складає 75 % від міцності основного металу.

2. Надзвичайно висока міцність і низька пластичність ODS сталі потребує проведення попереднього низькотемпературного підігріву (до 200 °С) пластини, яка метається, а також використання режимів зварювання з підвищеною швидкістю точки контакту у порівнянні зі звичайними сталями.

3. Структура ODS сталі є досить привабливою для дослідження високошвидкісної деформації та механізму зварювання вибухом, тому розвиток подальших науково-дослідних і конструкторських робіт є досить цікавим та перспективним.

### Список літератури

1. Азаренков Н.А., Воеводин В.Н., Кириченко В.Г., Ковтун Г.П. (2020) Наноструктурные материалы в ядерной энергетике. *Вісник Харківського національного університету ім. В.Н. Каразіна*, **887**, 4–24.
2. Солнцев Ю.П., Пряхин Е.И., Пирайнен В.Ю. (2004) *Радиационно-стойкие материалы*. Специальные материалы в машиностроении учебник для студ. вузов машиностроит. и общетехн. спец. СПб. Москва, Химиздат.
3. Esteban, G.A., Peca, A., Legarda, F., Lindau, R. (2007) Hydrogen transport and trapping in ODS-EUROFER. *Fusion Engineering and Design*, **82**, 2634–2640. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2007.02.002>
4. Кириченко В.Г., Литовченко С.В. (2012) *Металлография и металловедение сталей. 1. Сплавы и наноматериалы в ядерной энергетике. Учебное пособие. ХНУ им. В.Н. Каразина*.
5. Компаниец Т.Н. (2009) К проблеме выбора сталей для реактора демо. *Вопросы атомной науки и техники серия термоядерный синтез*, **3**, 16–24.
6. Suri, A.K., Krishnamurthy, N., Batra, I.S. (2008) Materials issues in fusion reactors. *Journal of Physics: Conference Series, 23<sup>rd</sup> National Symposium on Plasma Science & Technology (PLASMA-2008) 10–13 December 2008, Mumbai, India*, **208**, 1–15. DOI: <https://doi.org/10.1088/1742-6596/208/1/012001>.
7. Кудинов В.М., Коротеев А.Я. (1978) *Сварка взрывом в металлургии*. Москва, Металлургия.
8. Лысак В. И., Кузьмин С. В. (2005) *Сварка взрывом*. Москва, Машиностроение.
9. Loyer, A., Hay, D.R., Cagnon, G. (1975) Weldability windows and the selection of explosive welding process parameters. *5<sup>th</sup> Intern. conf. «High energy rate fabrication», Denver, Colorado, S. l., s. a., 4.3.1.-4.3.14*.
10. Petushkov, V.G., Simonov, V.A., Sedykh, V.S., Fadeenko, Yu.I. (1997) *Welding and surfacing reviews*, **3**, (4), Explosion welding criteria, *Harwood, Harwood Academic Publishers*.
11. Дерибас А.А. (1973) Классификация течений, возникающих при косых соударениях металлических пластин. *II Междунар. симп. «Использование энергии взрыва для производства металлических материалов с новыми свойствами»*, Сб. тез. докл., Пардубице, (1), 28–43.
12. Добрушин Л.Д., Илларионов С.Ю., Шлёнский П.С., Фадеев Ю.И. (2010) Сварка взрывом с умеренным подогревом (краткий обзор). *Известия Волг. ГТУ*, **5**, 63–65.
13. Беляев В.И., Бусел Н.А., Кравцов В.Б. (1983) Применение энергии взрыва для получения биметаллического режущего инструмента на основе быстрорежущей стали. *Применение энергии взрыва в сварочной технике*. Киев, Изд. ИЭС им. Е.О. Патона, сс. 86–88.
14. Cowan, G., Holtzman, A. (1963) Flow configuration in colliding plates. *J. of Applied Physics*, **34** (4), 928–939.

### References

1. Azarenkov, N.A., Voevodin, V.N., Kirichenko, V.G., Kovtun, G.P. (2010) Nanostructured materials in nuclear power engineering. *Visnyk KhNU*, **887(1/45)**, 4–24 [in Russian].

- Solntsev, Yu.P., Pryakhin, E.I., Pirainen, V.Yu. (2004) Radiation-resistant materials. *Special materials in mechanical engineering: Manual*. St.-Pt., Moscow, Khimizdat, 321–336 [in Russian].
- Esteban, G.A., Peca, A., Legarda, F., Lindau, R. (2007) Hydrogen transport and trapping in ODS-EUROFER. *Fusion Engineering and Design*, 82, 2634–2640. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2007.02.002>
- Kirichenko, V.G., Litovchenko, S.V. (2012) *Metallography and metals science of steels. 1. Alloys and nanomaterials in nuclear power engineering*: Textbook. KhNU, 70 [in Russian].
- Kompaniets, T.N. (2009) On the problem of steel selection for the demo reactor. *Voprosy Atomnoi Nauki i Tekhniki*, 3, 16–24 [in Russian].
- Suri, A.K., Krishnamurthy, N., Batra, I.S. (2008) Materials issues in fusion reactors. *J. of Physics: Conf. Series, 23rd National Symposium on Plasma Science & Technology (PLASMA-2008)*, 10–13 December, Mumbai, India, **208**, 012001. DOI: <https://doi.org/10.1088/1742-6596/208/1/012001>
- Kudinov, V.M., Koroteev, A.Ya. (1978) *Explosion welding in metallurgy*. Moscow, Metallurgiya, 168 [in Russian].
- Lysak, V.I., Kuzmin, S.V. (2005) *Explosion welding*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
- Loyer, A., Hay, D.R., Cagnon, G. (1975) Weldability windows and the selection of explosive welding process parameters. In: *5th Intern. Conf. on High Energy Rate Fabrication*, Denver, Colorado, 4.3.1.–4.3.14.
- Petushkov, V.G., Simonov, V.A., Sedykh, V.S., Fadeenko, Yu.I. (1997) *Welding and Surfacing Reviews*. Ed. by B.E. Patton. Harwood: Harwood Academic Publishers, Vol. 3, Pt. 4: Explosion Welding Criteria, 127.
- Deribas, A.A. (1973) Classification of flows arising during oblique collisions of metal plates. In: *Abstr. of Papers of II Int. Symp. on Use of Explosion Energy for Production of Metal Materials with New Properties*, Marianske Lazne, Czechoslovakia, October 9–12, Pardubice, 1974, Vol. 1, 28–43 [in Russian].
- Dobrushin, L.D., Illarionov, S.Yu., Shlenskiy, P.S., Fadeenko, Yu.I. (2010) Explosion welding with moderate preheating (Brief review). *Izvestiya VolGTU*, 5, 63–65 [in Russian].
- Belyaev, V.I., Busel, N.A., Kravtsov, V.B. (1983) Application of explosion energy for obtaining a bimetallic cutting tool based on high-speed steel. In: *Application of explosion energy in welding equipment*, 86–88 [in Russian].
- Cowan, G., Holtzman, A. (1963) Flow configuration in colliding plates. *J. of Applied Physics*, 34(4), 928–939.

## FEATURES OF EXPLOSION WELDING OF FAST NEUTRON REACTOR SHELLS

P.S. Shlonskiy, Feng Gao

Liaoning Xin Huayang Weiye Equipment Manufacturing company Ltd №1 Road, Tieling high-tech industrial development zone, Liaoning province, China. e-mail: pshlonsk@hmtclad.com

The possibility of explosion welding of plates and disks made from low-ductility oxide dispersion-strengthened steel was studied. In order to prevent appearance of cracks on the surface of the plates, low-temperature (up to 200°C) heating was applied to the flyer plate. In a wide range of explosion welding parameters with reference to the weldability window, the microstructure of the resulting joint is shown for 2 mm thick and 50 mm diameter discs that were laser welded into carbon and stainless steel plates. A tensile strength test of the produced joints was conducted. It was possible to achieve a joint strength of 75 % of the strength of the base metal. Explosion welding of 100x50x3 mm plates was performed; the joint zone boundary has a wavy shape typical for explosion welding. The chemical composition of inclusions in the joint zone was determined, using energy dispersive X-ray spectroscopy, and it was established that silicates are present in the joint zone. It is shown that application of low-temperature heating allows welding plates from ODS steel using the explosion energy. 14 Ref., 3 Tabl., 9 Fig.

*Keywords: ODS-steel, explosion welding, weldability window, low-temperature heating, microstructure*

Отримано 25.09.2024

Отримано у переглянутому вигляді 14.10.2024

Прийнято 25.12.2024

## ПЕРЕДПЛАТА 2025

Журнали	Вартість передплати на друковані версії журналів*, грн.				
	місяць	два місяця	квартал	півроку	рік
«Автоматичне зварювання», видається з 1948 р., 6 випусків на рік. ISSN 3041-2374 (Print). ISSN 3041-234X (Online). Передплатний індекс 70031	–	300	–	900	1800
«Сучасна електрометалургія», видається з 1975 р., 4 випуски на рік. ISSN 3041-238 (Print). ISSN 3041-2331 (Online). Передплатний індекс 70693	–	–	300	600	1200
«Технічна діагностика та неруйнівний контроль», видається з 1989 р., 4 випуски на рік. ISSN 3041-2366 (Print). ISSN 3041-2358 (Online). Передплатний індекс 74475	–	–	300	600	1200
«The Paton Welding Journal»**, видається з 2000 р., 12 випусків на рік. ISSN 0957-798X (Print). ISSN 3041-2293 (Online). Передплатний індекс 21971.	600	1200	1800	3600	7200

\*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою банделроллю.

\*\* 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 агентцій «УКРПОШТА», «Прес Центр», «Меркурій» 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.

На сайті видавництва у 2024 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2023 рр.

### Адреса видавництва

Міжнародна Асоціація «Зварювання»

03150, Україна, Київ, вул. Казимира Малевича, 11. Тел.: (38044) 205-23-90

E-mail: [journal@paton.kiev.ua](mailto:journal@paton.kiev.ua); [www.patonpublishinghouse.com](http://www.patonpublishinghouse.com)

## ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВЕ ЗВАРЮВАННЯ ЕЛЕМЕНТІВ ГАЗОВОГО КЛАПАНА ЗІ СПЛАВУ Mo–Ti–Zr

В.І. Загорніков, В.М. Нестеренков, К.С. Хрипко, О.М. Ігнатуша

ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03130, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: zagornikov@technobeam.com.ua

Розглядаються технологічні прийоми електронно-променевого зварювання, застосування яких дозволило б отримати необхідну якість з'єднань деталей газового клапана зі сплаву Mo–Ti–Zr (TZM), що застосовується у важких умовах атомної промисловості. Відомо, що для одержання зварного з'єднання з відносно високими показниками пластичності вміст кисню не повинен перевищувати тисячних часток відсотка. Для зварних конструкцій застосовують сплави, отримані вакуумно-дуговою та електронно-променевою плавкою. Вони мають значно меншу схильність до утворення пористості у зварних з'єднаннях, ніж аналогічні сплави, виготовлені методами порошкової металургії. Такі сплави можна зварювати, але не завжди ці з'єднання можна використовувати в умовах динамічних навантажень. При виборі оптимальної техніки зварювання деталей газового клапана були враховані технічні вимоги до підготовки кромок, якості зварних з'єднань, наявність відповідного обладнання і технологічного оснащення. Виявлені під час досліджень проблеми складання і подальшого зварювання деталей газового клапана зі сплаву Mo–Ti–Zr (TZM) призвели до потреби змінити конструкцію з'єднань. У результаті запропоновано схему зварювання деталей газового клапана, що використовує відбортовку кромок зварюваного стику. Це призвело до оптимізації форми провару. Запропоновані параметри зварювання і геометрія відбортовки дозволили за рахунок зниження глибини проплавлення в умовах швидкого відведення тепла зменшити ступінь насичення металу шва газами та, як наслідок, отримати достатньо якісні зварні з'єднання. Крім того, при всій різноманітності застосованих під час досліджень технологічних прийомів, доведено пріоритет правильно обраної конструкції кільцевого стику і точності складання зварювального вузла. Бібліогр. 16, табл. 3, рис. 10.

*Ключові слова:* сплав Mo–Ti–Zr (TZM), електронно-променеве зварювання, мікроструктура, пористість, газовий клапан, відбортовка зварюваних кромок

**Вступ.** Молібден і його сплави мають багато унікальних характеристик, тому вони незамінні в таких областях як аерокосмічна промисловість, енергетика, хімічний захист, металургія. Перспективним є застосування сплавів на основі молібдену в атомній техніці в майбутніх термоядерних реакторах, оскільки ці сплави, поряд із високою міцністю і опором втоми при високих температурах, мають хороші теплофізичні властивості та не активуються при опроміненні. Використання молібдену, як основи сплаву конструкційного призначення, стримується двома його недоліками – легкою окислюваністю при температурах вище 500...700 °C і пониженою пластичністю при кімнатній температурі [1]. Легування молібдену практично не допомагає усунути перший недолік, але дозволяє суттєво підвищити температуру рекристалізації, міцність і опір повзучості при високих температурах, а при дисперсному зміцненні, наприклад, оксидом лантану, підвищити жароміцність та покращити пластичні властивості (зменшити поріг крихкості).

Відомо, що наявність домішок в основному металі в кількостях, що значно перевищують їх границю розчинності, є об'єктивною перешкодою для отримання якісних зварних з'єднань на молібде-

нових сплавах [2, 3]. Якість зварних з'єднань, механічні характеристики швів, і особливо їх низькотемпературна пластичність дуже чутливі до структурного стану вихідного матеріалу. Для отримання достатньо високої пластичності зварного з'єднання, особливо при низьких температурах, необхідно, щоб основний метал мав однорідну вихідну структуру і досить високу стійкість проти переходу в крихкий стан. Це може бути досягнуто вибором найбільш сприятливих умов попередньої гарячої обробки металу, що зварюється (наприклад, режиму прокатки для листових сплавів), а також термічної обробки перед зварюванням (наприклад, для молібденових сплавів при температурі 1400...1800 K залежно від їх складу) [4].

Слід врахувати й той факт, що будь-які сплави тугоплавких металів VIa підгрупи періодичної таблиці (у тому числі й сплави молібдену), одержувані методами вакуумно-дугового чи електронно-променевого переплаву, мають значно меншу схильність до утворення пористості в зварних з'єднаннях, ніж аналогічні сплави, виготовлені методами порошкової металургії. Зазвичай це викликано тим, що порошкові метали мають підвищений вміст газових домішок. Однак у зварних з'єднаннях на порошкових сплавах навіть із мен-

Загорніков В.І. – <https://orcid.org/0000-0003-0456-173X>, Нестеренков В.М. – <https://orcid.org/0000-0002-7973-1986>, Хрипко К.С. – <https://orcid.org/0000-0002-4893-5441>

© В.І. Загорніков, В.М. Нестеренков, К.С. Хрипко, О.М. Ігнатуша, 2024

шим вмістом домішок, ніж у сплавах традиційних способів виробництва, як правило, спостерігається пористість. У процесі зварювання газу можуть швидко розширюватися у ванні розплаву, що серйозно погіршує якість зварних з'єднань молібдену і молібденових сплавів [5–7].

Застосування порошкового молібденового сплаву системи Mo–Ti–Zr (TZM) стримується через його низьку технологічність і особливо зварюваність. Зварний шов і зона термічного впливу (ЗТВ) відносно широкі, а зерна після зварювання сильно укрупнені, тому домішки проникнення, такі як C, N і O, повністю дифундують та концентруються на межах зерен, що призводить до значного послаблення міцності зв'язку на межах зерен. При сумісному впливі власної крихкості матеріалів і сегрегації домішок на межах зерен чутливість до зварювальних тріщин висока, а міцність і пластичність з'єднань молібдену та його сплавів низькі [8, 9]. При практично досяжному навіть найнижчому рівні домішок-газів у шві неможливо забезпечити достатню пластичність зварних з'єднань із характерною для них крупнокристалічною будовою і усунути схильність до утворення холодних тріщин. Необхідність отримання якісних зварних з'єднань вимагає застосування сплавів, легованих дорогими елементами, що зменшують шкідливий вплив домішок на зварні шви (наприклад, розкислювачами – титаном, цирконієм та ін.), а також покращують їх структуру (наприклад, ренієм) [10]. Тому часто деталі чи конструкції із молібдену і молібденових сплавів доводиться виготовляти методом порошкової металургії, а не зварюванням з частин.

Через те що найбільш досконалий захист шва від газів атмосфери досягається при електронно-променевому зварюванні (ЕПЗ), цей метод найбільш ефективний для з'єднання хімічно активних тугоплавких металів, оскільки він виконується у вакуумі і забезпечує відносно мале тепловкладання. Для тугоплавких і хімічно активних металів велике значення має можливість їхнього попереднього очищення за рахунок дегазації у вакуумі. Для зменшення забруднення металу шва зварювання зазвичай виконують без присадного металу.

Відносно мала ширина ЗТВ стає великою перевагою при зварюванні тугоплавких металів типу молібдену. Шов та пришовна зона (ділянка рекристалізації) значно менш міцні і мають набагато більш високу температуру пластично-крихкого переходу, ніж сам основний матеріал. Ця різниця в міцності призводить до концентрації деформації в

зоні зварювання, а тривісне напруження, створюване обмеженням основного металу, може ініціювати руйнування. Слід зауважити, що хоча електронно-променеве зварювання у вакуумі полегшує видалення домішок і газів, але збільшує випаровування легуючих елементів.

Експериментальні роботи присвячені переважно з'ясуванню ролі умов і параметрів зварювання або точніше, їх ролі у підвищенні якості шва (відпускнуї крихкості, обмеження безперервного зростання зерна). Відомості, що наводяться в літературі, про вплив швидкості нагрівання та охолодження на низькотемпературну пластичність молібденових сплавів суперечливі. Моріто та ін. [11] порівняли пластичність ЗТВ при зварюванні молібденових сплавів (Mo > 99,9 мас. %) за двох умов термічної обробки, тобто при охолодженні в печі та з'ясуванню швидкому охолодженні за допомогою гарту. Встановлено, що швидке охолодження після зварювання може суттєво знизити пластичність ЗТВ зварного з'єднання молібденових сплавів, головним чином тому, що зерногранична сегрегація у ЗТВ більша при швидкому охолодженні загартуванням. Штюцц та ін. [12] систематично вивчали вплив параметрів процесу ЕПЗ на розміри зони плавлення та ЗТВ, чутливість до пор та тріщин у стиковому зварному з'єднанні зі сплаву TZM завтовшки 2 мм.

Результати показують, що утворення пор серйозно проявляється при надмірному підведенні тепла при зварюванні. Несуттєве (незначне за ступенем прояву) підведення тепла може не тільки пригнічувати пори, а й, очевидно, зменшити розмір зерна в зоні плавлення.

У [5] встановлено, що хоча повністю уникнути пороутворення при зварюванні порошкових металів не вдається, але при лімітованому підведенні тепла пористість в зоні плавлення значно знижуються. Збільшуючи швидкість зварювання і зменшуючи тепловкладання, можна значно покращити пластичність зварного з'єднання молібдену за рахунок подрібнення структури шва. Наслідком цього є значне зменшення товщини плівки оксидів MoO<sub>2</sub>, що розташовані на межах зерен. Зменшення товщини оксидної плівки по межах зерен підвищує міжкристалітні зв'язки, а отже і пластичність [13].

**Метою** досліджень є розробка техніки зварювання електронним пучком кільцевих швів при з'єднанні деталей газового клапана з молібденового сплаву Mo–Ti–Zr.

**Методика досліджень.** При ЕПЗ з'являється можливість очистити метал від газів перед зварюванням за рахунок нагрівання кромки стику

розфокусованим електронним пучком. При цьому найбільш успішно видаляється водень, найменш – кисень і азот, і до того ж лише з поверхневих шарів металу. У [14] стверджується, що попередній прогрів стику дозволяє зменшити пори і сприятиме видаленню поверхневих забруднень адсорбованих газів, що викликають пористість, більш спокійному формуванню субструктури в зварному шві, запобігає утворенню холодних тріщин у досліджуваному сплаві за рахунок загального розширення зони майбутнього зварювання. Зазначається, що прогрівання при температурі вище 900 °С недоцільне внаслідок можливої деформації деталей та початку процесу рекристалізації.

Необхідна умова отримання якісних зварних з'єднань – це точність збирання (і фіксації) стику під зварювання. Так, при зварюванні кільцевих з'єднань із молібденових сплавів рекомендується допускати зміщення кромок не більше чим  $\pm 50$  мкм. Збирання деталей для зварювання має проводитися в особливо точних пристосуваннях. Ці пристосування повинні забезпечувати щільний притиск зварюваних кромок одна до одної, тому що для зменшення зварювальних деформацій необхідне ефективне тепловідведення [15]. Сплав Мо–Ті–Zr, який отримано методом порошкової або гранульної металургії, гарантує хімічну відповідність основних легуючих елементів і механічну міцність у стані поставки, тобто його цілком можна використовувати для технічних завдань, що не потребують переплаву металу. Але цей матеріал проблематично використовувати для конструкцій, з'єднаних електронно-променевим зварюванням.

У нашій роботі розглянуті технологічні прийоми електронно-променевого зварювання, застосування яких дозволяє отримати необхідну якість зварних з'єднань вузлів деталей газового клапана зі сплаву Мо–Ті–Zr, включно з умовами збирання деталей під зварювання. Вивчали вплив типу з'єднання деталей кільцевими швами, що виконується електронно-променевим зварюванням, на міцність та пластичність такого з'єднання. Такі з'єднання найбільш критичні з точки зору тріщиноутворення та проблематичні при спробі отримання працездатного зварного з'єднання. У роботі також порушувалися питання впливу на зварюваність газів, перш за все кисню ( $O_2$ ), при різних типах з'єднання деталей газового клапана, що виконуються методом електронно-променевого зварювання.

Конструкція з'єднання ніпеля з корпусом газового клапана закріплена у складальному пристосуванні на зварювальному поворотному позиціонері (обертачі). Обертач, що входить у комплект

установки, дозволяє монтаж у двох просторових положеннях: з горизонтальною чи з вертикальною віссю обертання (рис. 1). За допомогою індикаторної стійки і індикатора годинникового типу ніпель виставлявся співвісно до осі обертання позиціонера. Відхилення було в межах 0,1 мм.

Зварювання проводилося на електронно-променевій установці типу КЛ-211, при тиску в робочому об'ємі камери не вище  $5 \cdot 10^{-4}$  мм рт. ст. Прискорювальна напруга встановлюється на рівні 60 кВ. Використовувалась електронна оптика, розрахована на 500 мА струму електронного пучка. Вона включала металевий катод з поверхнею, що емітує, діаметром 3 мм. Експерименти проводилися при робочій відстані 250 мм від торця зварювальної гармати до лицьової поверхні виробу.

Вивчено вплив погонної енергії, а саме три фіксовані величини швидкості зварювання: 5, 10 та 15 мм/с, в діапазоні тепловкладень  $q = 320 \dots 540$  Дж/мм.

Металографічні дослідження зварних проплавів проводили на оптичному мікроскопі Neophot-32 при різних збільшеннях. Розмір зерна визначали лінійним методом. Твердість фазових складових вимірювали на мікротвердомірі М-400



Рис. 1. Установа КЛ-211. Пристосування для складання та зварювання імітатора газового клапана у двох просторових положеннях: з горизонтальною (а) та з вертикальною віссю обертання (б)

Таблиця 1. Хімічний склад молібденового сплаву Mo–Ti–Zr (TZM)

Елементи	Mo	Ti	Zr	Al	Si	Cr	La	C	O <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>
мас. %	≤99,23	≤0,53	≤0,13	≤0,046	≤0,041	≤0,013	≤0,037	≤0,031	≤0,0092	≤0,001

фірми LECO, навантаження становило 1Н, час витримки 10 с.

Склад сплаву перевірили за допомогою X-Ray Spectrometer X'Unique II – Rh 80 kV LiF220 Ge111 ТІАР. Отримані дані хімічного та газового аналізу сплаву представлені у табл. 1.

Перші пробні ЕПЗ зразки показали підвищену крихкість металу зварного з'єднання і самого основного металу. Для того щоб запобігти утворенню неприпустимих пор і холодних тріщин у досліджуваному сплаві, використовували технічні прийоми, розглянуті далі.

Було проведено первинний підбір режимів зварювання на комплекті пластин розміром 50×240×2 ÷ 5 мм з ненаскрізним та наскрізним проплавленням. Для одержання прийнятної форми лицьового валика шва проварили зразки, змінюючи параметри фокусування електронного пучка, його струму та швидкості зварювання. Відповідно до рекомендацій [14], для збільшення деформаційної здатності металу застосували попередній підігрів з'єднання. Контрольна температура поверхні була 900 °С. Вибрано наступний режим електронно-променевого нагріву зони зварювання: прискорювальна напруга 60 кВ, струм пучка 30 мА і час прогріву 12 хв.

Кожне з'єднання зварювалося окремо з наступним охолодженням у вакуумі протягом 30 хв. Після зварювання були проведені випробування зразків на механічне розтягування при температурах 20 та 1200 °С.

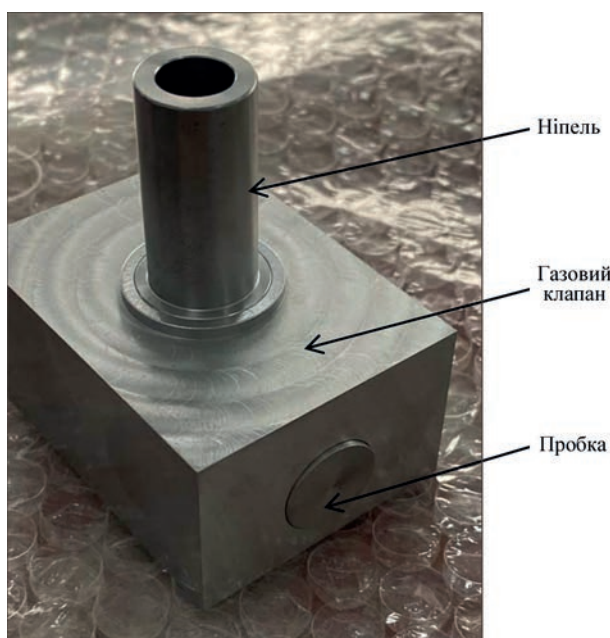


Рис. 2. Зібрані частини імітатора газового клапана зі сплаву Mo–Ti–Zr

Вивчено вплив погонної енергії зварювання. Різні зварні шви отримані шляхом зміни струму пучка від 30 до 60 мА та швидкості зварювання від 5 до 15 мм/с. Сфокусований електронний пучок нерационально використовувати, оскільки він не дозволяє отримати необхідну форму зони проплавлення. Експериментально встановлено прийнятний рівень зниження концентрації електронного пучка ±7 мА струму фокусування від його значення при гострому фокусуванні (виміряного за мінімальної потужності пучка). Оптимізація геометрії зварного шва проводилася за рахунок використання технологічної розгортки електронного пучка.

Відпрацьовано режими зварювання ніпеля з корпусом газового клапана та двох циліндричних пробок на протилежних стінках цього ж корпусу (рис. 2).

**Аналіз результатів та технологічні рекомендації.** Мікроструктура зварних з'єднань сплаву Mo–Ti–Zr. Внаслідок впливу термічного циклу зварювання відбувається зростання зерна в пришовній зоні, потовщення міжзеренних прошарків, збагачення їх домішками і різке збільшення крихкості металу в цій зоні. Сплав чутливий до термічних циклів зварювання і насамперед швидкості охолодження, з якою пов'язане виділення другої фази. Тому, переважно, від швидкості зварювання залежить орієнтація кристалів металу шва, форма меж між зернами і рівень залишкових напружень.

Виявили, що низьке тепловкладання ( $q = 320$  Дж/мм) за рахунок збільшення швидкості зварювання призводить до значного подрібнення зерен у зоні плавлення.

Зменшення швидкості нижче 5 мм/с ( $q = 540$  Дж/мм) підвищувало утворення пор. Причому пор фіксується більше в зоні сплавлення, ніж в об'ємі шва. Також формуються шви з високою «клиновидністю» провару і великою загальною шириною зони проплавлення. Зі зростанням швидкості зварювання зменшується як середній розмір пор, так і їх кількість. З іншого боку, швидкість зварювання обмежувалася, тому що зварювання зі швидкістю, що перевищує 15 мм/с, призводило до зниження стабільності формування зварного з'єднання та виникнення дефектів у вигляді коливання поверхні лицьового валика (рис. 3, в). При цьому без розгортки електронного пучка або при малій ширині розгортки, закономірно формується дуже гострий корінь шва з високою ймовірністю кореневих дефектів. При збільшенні ширини розгортки до 0,8 мм вдалося досягти компромісу між загальною

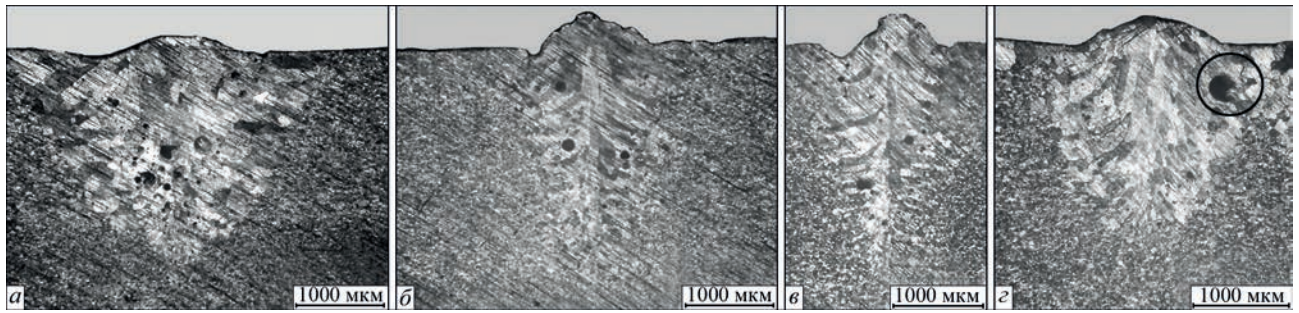


Рис. 3. Зона проплавлення ( $\times 30$ ): *a* –  $V_{38} = 5$  мм/с,  $A_p = 0,8$  мм,  $I_{38} = 45$  мА,  $q = 540$  Дж/мм; *b* –  $V_{38} = 10$  мм/с,  $A_p = 0,8$  мм,  $I_{38} = 55$  мА,  $q = 330$  Дж/мм; *c* –  $V_{38} = 15$  мм/с,  $A_p = 1,6$  мм,  $I_{38} = 80$  мА,  $q = 320$  Дж/мм; *d* – з повторним проваром при  $V_{38} = 5$  мм/с,  $A_p = 0,8$  мм,  $I_{38} = 40$  та  $45$  мА відповідно

шириною, «клиноподібністю» зони проплавлення та формою кореневої частини шва (рис. 3, *a, б*).

У всіх досліджених зварних проплавах, крім згаданих вище макропор, виявлені мікропори в металі шва. Дефекти, переважно, глобулярної форми, але трапляються також поодинокі дефекти неправильної форми (рис. 4, *a, б*). Розмір дефектів варіюється в межах 38...375 мкм.

У ЗТВ і основному металі досліджених зразків також виявлені поодинокі мікропори, а також включення різного розміру і у великій кількості. Основна маса цих включень має розмір від 2,5...5,0 мкм, досить багато включень розміром 18...20 мкм і невелика кількість великих включень обсягом 37,5...50 мкм. Твердість (HV1) включень перебуває у діапазоні 10180...12500 МПа.

Для підтвердження впливу підвищеного вмісту газових домішок в основному металі на пористість зварного шва проведені експерименти з подвійного переплаву металу. Ми виконали експерименти з подвійного переплаву металу: обидва зварювальні проходи на аналогічних параметрах, але перший прохід на 0,8...0,9 потужності пучка при другому проході. Тобто другим проходом ми повністю переплавляли метал шва від першого проходу і заціпали невеликий прошарок раніше не переплавленого основного металу. Як і очікувалося, у центрі метал шва після повторного переплаву кількість пор помітно зменшилася, але поблизу зони сплавлення їх, як і раніше, багато (рис. 3, *г*).

Мабуть, незважаючи на деяке «рафінування» метал шва внаслідок першого проходу, висока кон-

центрація газів у граничному прошарку та частково дифузія газів з основного металу, як і раніше, ініціюють розвиток пор, а підвищені зазори – тріщин.

Структура шва у всіх досліджених випадках являє собою великі зерна, витягнуті від центра шва у напрямі тепловідведення (рис. 3). Розмір зерен у шві при швидкості зварювання 5 мм/с становить 185...250 мкм, а при швидкості 10 мм/с – 100...180 мкм. Мікроструктура шва скрізь двофазна, складається зі світлої матриці  $\alpha$ -фази (твердий розчин на основі молибдену) і надлишкової фази у вигляді дрібних виділень неправильної форми (рис. 5, *a*).

Твердість (HV1) метал шва при швидкості зварювання 5 мм/с становить 2280...2360 МПа, а біля лінії сплавлення знижується до 2060 МПа. Твердість метал шва при швидкості зварювання 10 мм/с дещо вища – 2360...2660 МПа, а біля лінії сплавлення – відповідно 2280 МПа. Лінія сплавлення не виражена.

Мікроструктура ЗТВ двофазна з вкрапленнями включень, описаних вище (рис. 4, *б*). Розмір зерна при швидкості зварювання 5 мм/с становить 90...125 мкм, твердість (HV1) – 2210...2270 МПа, а при 10 мм/с – 60...100 мкм і 2180...2430 МПа відповідно. Структура основного металу волокниста, зберігає деформаційну текстуру, складається з двох фаз і виділень (включень), зерна не виражені (рис. 4, *в*), твердість (HV1) метал у діапазоні 2790...3220 МПа (рис. 6).

Усі зварні з'єднання газового клапана вимагають порівняно невелику глибину неповного проплавлення, а саме 3...4 мм. Зі збільшенням товщини

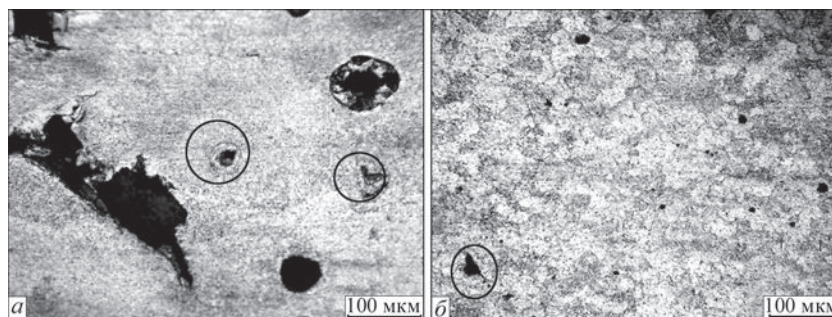


Рис. 4. Дефекти у металі шва,  $\times 200$  (*a*), дефекти у металі ЗТВ,  $\times 200$  (*б*)

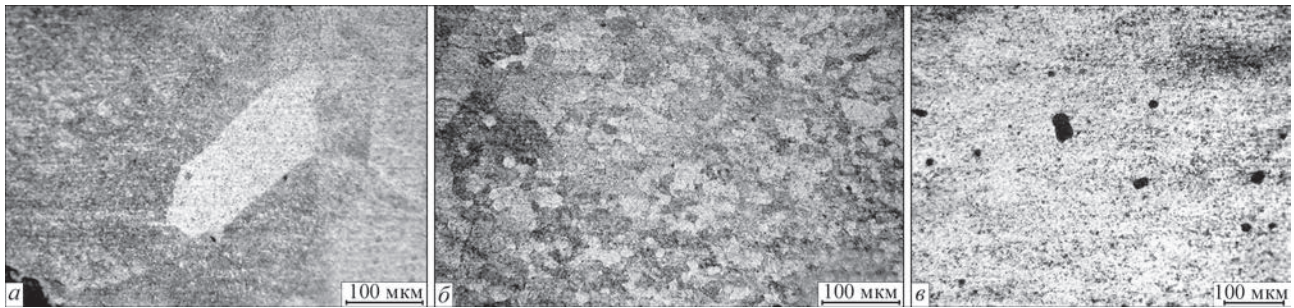


Рис. 5. Типова структура металу шва (а), металу ЗТВ (б), основного металу (в),  $\times 200$

зварюваних металів виникають серйозні труднощі, пов'язані з перегріванням металу шва, збільшенням ЗТВ і, як наслідок, утворенням пор та тріщин. Застосування технологічної розгортки електронного пучка дозволило здійснити отримання необхідної форми зони проплавлення зі значно меншою схильністю до утворення пористості.

З урахуванням результатів вибору режимів на плоских зразках було проведено ряд зварювальних експериментів для підбору і відпрацювання режимів зварювання деталей газового клапана, а саме трьох з'єднань: ніпеля з корпусом клапана та двох пробок на протилежних стінках цього корпусу. Зварювали два пробкові отвори діаметром 16 мм і одне з'єднання ніпеля до отвору корпусу діаметром 20 мм. Для виключення можливих кристалізаційних тріщин вибиралися максимально короткі ділянки введення-виведення струму електронного пучка. Складання деталей реального клапана проходило в пристосуванні, що дозволяє проводити зварювання всіх деталей вузла одночасно.

**Загальна послідовність приварювання фітингів до корпусу клапана.** Алгоритм зварювання: наростання зварювального струму до заданого, утримання постійного значення цього струму при кутовому зварювальному русі на  $360^\circ$ , потім перекриття початкового відтинку і, наостанок, плавне зменшення зварювального струму. Довжина пере-

криття вибиралася з умови запобігання непровару на початковому відтинку з'єднання і для запобігання утворенню кінцевого кратера.

Параметри місцевих прихваток (відтинки по 10 мм): струм пучка – 25 мА; струм фокусування пучка – 560 мА; швидкість руху – 5 мм/с; кільцева розгортка променя діаметром 1,0 мм.

Операція підготовки попереднього нагрівання стику залишалася чинною. Для рівномірного прогрівання корпусу і ніпелю при виконанні прогріву електронний пучок зміщений від стику в бік корпусу на 8 мм. Параметри нагріву: струм пучка – 25...30 мА; струм фокусування пучка – 500...510 мА. Швидкість руху – 5 мм/с; кільцева розгортка пучка діаметром 8 мм; кількість проходів – 15; контрольна температура на поверхні –  $900^\circ\text{C}$ .

Після нагрівання послідовно запускалися підпрограми суцільної прихватки та повного проплавлення. Параметри суцільної прихватки: струм зварювання – 25 мА, струм фокусування – 510 мА. Швидкість зварювання – 5 мм/с. Розгортка променя – коло діаметром 1,0 мм.

Параметри режиму зварювання змінювали в таких межах: струм зварювання 30...48 мА, зварювання здійснювалося розфокусованим електронним променем, струм фокусування – 560 мА. Швидкість зварювання (обертання) 7...10 мм/с. Розгортка променя – коло діаметром 0,5...1,0 мм (див. табл. 2).

При збиранні виявилось, що величина зазора деталей газового клапана, які зварюються, досягла 0,1 мм, не відповідає вимогам, що висуваються до збирання вузлів для ЕПЗ з молібденових сплавів. Початкова умова – точність складання стику – не була забезпечена. Через збільшений зазор у стику при складанні ризик появи усадкових тріщин і корневих дефектів на ділянці виведення кратера зріс. Тим не менш, зварювання фітингів клапанів було здійснено. Повторним проваром вдалося сформувати верхній валик, але для виправлення корневих дефектів доводилося висвердлювати пробку і вставляти нову деталь з подальшим повторним зварюванням. Такий тривалий і трудо-

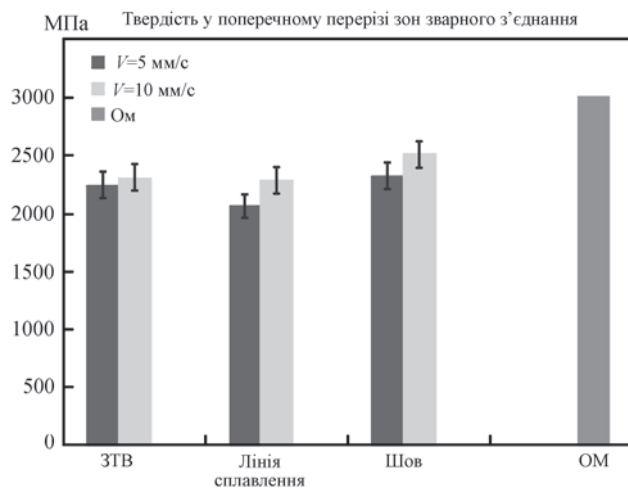


Рис. 6. Середня твердість різних зон зварного з'єднання при ЕПЗ та основного металу

Таблиця 2. Параметри режимів попереднього прогрівання і ЕПЗ деталей газового клапана

Параметри попереднього нагрівання на поверхні								
Ніпель (втулка)					Пробки			
Температура – 900 °С; Кількість проходів – 15; Швидкість обертання – 5 мм/с; Струм – 25...30 мА; Розгортка променя – коло 8,0 мм, промінь зміщений в сторону корпусу від стику на 8 мм; Струм фокусування – 500...510 мА.					Температура – 900 °С; Кількість проходів – 15 перший, 10 другий; Час нагріву – 10 хв; Швидкість обертання – 7 мм/с; Струм – 5...8 мА; Розгортка променя – коло 2,0 мм; Струм фокусування – 500 мА.			
Етапи ЕПЗ	Параметри режиму ЕПЗ							
	Ніпель (втулка)				Пробки			
	$V_z$ , м/с	$I_z$ , мА	$I_f$ , мА	Розгортка променя, вигляд, розмір (мм)	$V_{zv}$ , м/с	$I_{zv}$ , мА	$I_f$ , мА	Розгортка променя, вигляд, розмір
Короткі прихватки (10 мм)	5	25	560	коло, 1,0	5	25	510	коло, 1,0 мм
Суцільні прихватки	5	25	570	коло, 0,5	5	25	560	коло, 0,5 мм
Основний шов	7...10	45...48	560	коло, 0,5	10	40	560	коло, 0,5 мм
Загладжуючий прохід	12	30	700	10	12	30	700	10

місткий процес визнано нетехнологічним і надалі не розглядався.

Результати досліджень показали, що низьке тепловкладання дозволяє затримати зростання пор і зменшити розмір зерен у зоні плавлення. Тепловкладання зменшувалося за рахунок зниження струму зварювання, підвищення швидкості до певної межі та оптимізації форми і розмірів розгортки електронного пучка.

Підготовка поверхні торців зварюваних кромок для зменшення пористості є необхідною, але не достатньою. До того ж як спосіб боротьби з порами металургійного характеру попередній підігрів і переплав цього з'єднання виявилися малоефективними. Ці операції не вирішують проблеми підвищення пластичності зварного з'єднання, але не були скасовані через можливу перспективу надання позитивного впливу на швидкість протікання фазових і структурних перетворень, не погіршуючи структуру зварного шва. Потрібно було шукати інші шляхи покращення якості швів. Виниклі труднощі для формування зварних швів на деталях газового клапана сприяли необхідності зміни конструкції зварного з'єднання корпус – ніпель і корпус – пробки.

Відомо, що одним із широко застосовуваних технологічних прийомів, спрямованих на підвищення стійкості металу шва до утворення пор і кристалізаційних тріщин, є зміна форми провару (відношення ширини шва до глибини його проплавлення). Проведені дослідження показали перспективність у плані з'єднання з відборткуванням зварюваних кромок, де первинні кристаліти у процесі затвердіння розплаву стикаються не вершинами, а бічними гранями. Такі шви стійкіші проти утворення тріщин.

*Етапи модернізації зварного вузла.* У процесі поетапної зміни схеми збирання та конструкції зварного вузла рішення підвищення технологічності процесу зварювання було знайдено. На рис. 7,

*a–в* показана послідовність поетапної трансформації варіантів з'єднань, яка була здійснена в результаті проведених досліджень.

Варіант «б». Уточнено кут відхилення і розташування фокусу електронного пучка. З'явилася можливість виконати зварювання трьох стиків за одне вакуумування зварювальної камери. Але наступне зварювання деталей газового клапана, фітінгів і пробок, у зв'язку із недопустимими зазорами у стику, не забезпечило необхідну герметичність, що й показали гідравлічні випробування. Тому запропоновано посадку з'єднання Н7/р6, що забезпечує невеликий гарантований натяг у з'єднанні. Операції для усунення зазора в стикових з'єднаннях перед зварюванням високоточним методом шліфування деталей газового клапана, забезпечили найбільшу гарантовану герметичність з'єднання шляхом отримання необхідної посадки.

Варіант «в» прийнятий як базовий, та креслення деталей газового клапана були виготовлені відповідно до рис. 7, в. Такий варіант спрощує позиціонування деталі перед зварюванням. Немає необхідності проводити зварювання похилим пучком, як передбачалося за однією з попередніх схем.

Усі зварні шви, виконані з «щільним» з'єднанням (без зазора в стику), мали досить стабільне формування зовнішнього валика (рис. 8).

До переваг цієї конструкції з'єднання, перш за все, можна віднести те, що вона дозволяє радикально зменшити тепловкладання при зварюванні. Застосування відборткування кромок дозволяє реалізувати найбільш сприятливе співвідношення глибини ванни до її ширини. Тобто зварювання може проводитися досить широким і неглибоким швом, при помірній концентрації електронного пучка. Наявність корневих дефектів у цьому випадку не суттєва. Через теплофізичні властивості молібденового сплаву форма проплавлення таких

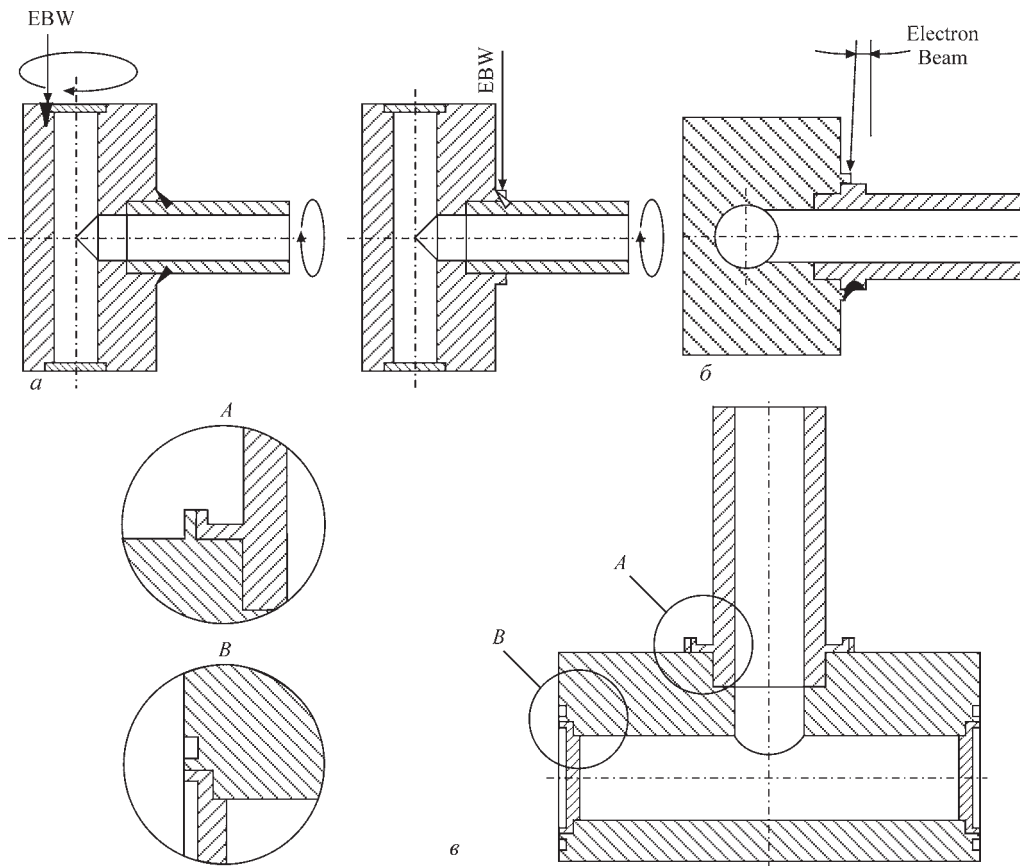


Рис. 7. Три етапи модернізації конструкції зварних з'єднань вузла: зварювання ніпеля з корпусом «в замок» замінено схемою з «коміром», що сплавляється зі стінкою ніпеля, корпус із пробками – «в замок» (а), ніпель модифіковано для зварювання похилим електронним променем (б), модернізація стиків фітингів у вигляді відбортовки крамок стику (в)

швів у поперечному перерізі залишилася скоріше клиноподібною, але зі скругленою кореневою частиною. На рис. 9 представлені форми провару на вибраних режимах зварювання.

Вибрані режими зварювання кругових швів з'єднання фітингів до корпусу клапана:

– для пробок –  $V_{зв} = 10$  мм/с, струм фокусування 560 мА, розгортка пучка  $A_p = 0.5...0.8$  мм,  $I_w = 45...55$  мА;

– для ніпеля –  $V_{зв} = 7$  мм/с, струм фокусування 570 мА, розгортка пучка  $A_p = 0.8...1.0$  мм,  $I_w = 30...45$  мА.

Молибден дуже чутливий до подрізів, тому слід їх уникати, а також уникати кратерів. Застосування додаткового заглажуючого проходу зменшує

можливі концентратори напружень (у тому числі подрізи) і пористість в найбільш небезпечній приповерхневій зоні. Забезпечується плавний перехід від шва до основного металу. Ширина шва виходить рівномірною, поверхня з лицьового боку гладка, дзеркальна, кратери відсутні.

Відзначається перспективність застосування режимів зварювання з регульованим розподілом щільності потужності електронного пучка по краях стику шляхом швидкої осциляції з одного крайнього положення в інше [15, 16].

Відповідно режим заглажуючих проходів по лицьовій частині зварного шва, що попередньо охолонув:  $V_{зв} = 12$  мм/с, струм фокусування – 700 мА, поперечна розгортка пучка з регульованим розподілом щільності його потужності по траєкторії розгортки  $A_p = 10$  мм,  $I_w = 30$  мА.

До недоліків вищезазначеної конструкції можна віднести ускладнення виготовлення зварних вузлів та неможливість зварити весь вузол за одне вакуумування.

Технологічний процес з'єднання деталей газового клапану закінчувався термічною обробкою в печі для повного зняття залишкових зварювальних напружень. Режим обробки: швидкість нагрівання

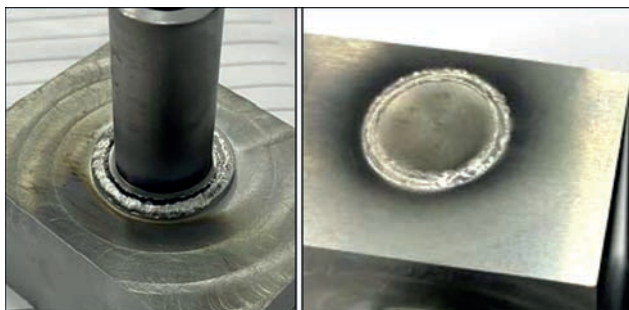


Рис. 8. Формування кільцевих швів з відбортуванням крамок, що імітують з'єднання ніпель-корпус та пробка-корпус клапана

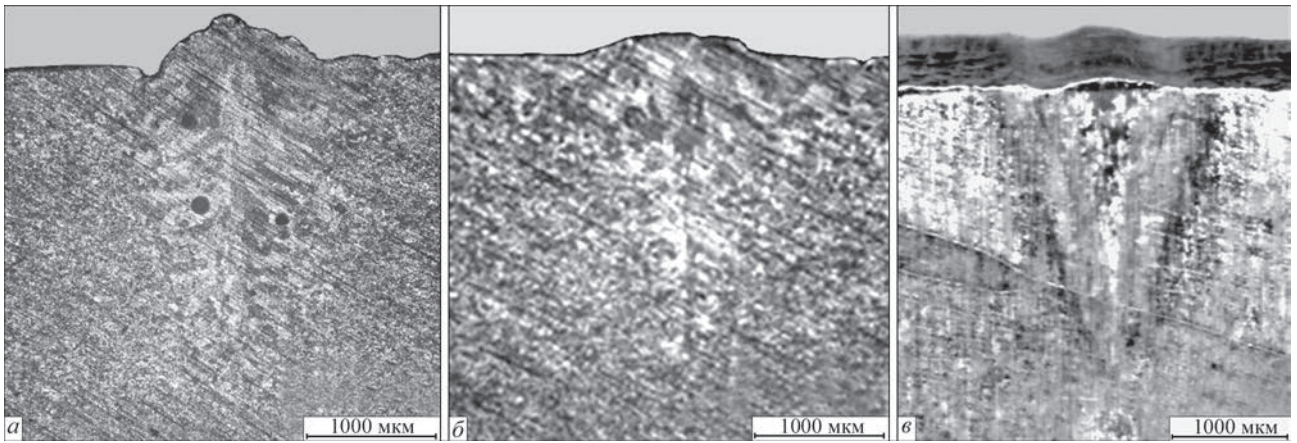


Рис. 9. Вид поперечного перерізу зони проплавлення за вибраних режимів зварювання кругових швів: а – для пробок:  $V_{зб} = 10$  мм/с,  $A_p = 0,8$  мм,  $I_w = 55$  мА; б – для ніпеля:  $V_{зб} = 7$  мм/с,  $A_p = 0,8$  мм,  $I_w = 30$  мА; в – те ж із загладжуючим проходом  $V_{зб} = 10$  мм/с,  $I_w = 45$  мА

Таблиця 3. Механічні властивості основного металу та металу зварного з'єднання за різних температур випробування

Температура випробувань, °С	$\sigma_{в ом}$ , МПа	$\sigma_{в зз}$ , МПа	$K_{міц}$
20	570	490	0,85
1200	189	144	0,76

Примітка 1. Наведено середні значення випробувань чотирьох зразків. 2. Тимчасовий опір розриву проведено на плоских зразках, рис. 10. 3. Коефіцієнт міцності –  $K_{міц} = \frac{\sigma_{в зз}}{\sigma_{в ом}}$ .

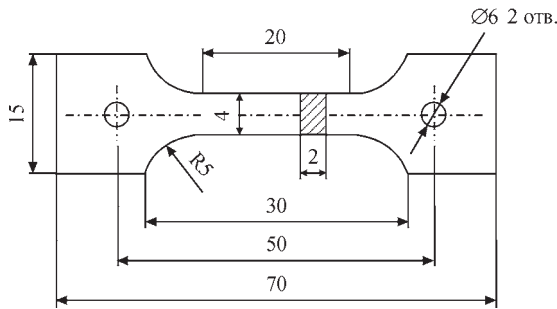


Рис. 10. Зразок для випробувань на розтягування

25 °С/хв = 0,42 °С/с до температури 1150 °С, витримка протягом 60 хв, охолодженням у печі.

Після зварювання і термообробки проводився рентгенівський контроль зварних з'єднань. За висновком рентгенологічного контролю максимальний діаметр пор становить 0,723 мм. Мінімальна відстань між порами становить 4,345 мм. Кожен клапан має три зварні шви. Після проведення робіт з модернізації конструкції зварних вузлів, оптимізації режиму зварювання, кількість і розмір пор набули не критичного характеру з позиції працездатності газового клапану. Рентгенівський контроль швів показав максимальний діаметр пор у діапазоні 0,35...0,43 мм. Їх кількість і розміри не перевищують вимог технічних умов.

Також було проведено гідравлічні випробування зварених газових клапанів. Усі клапани успішно пройшли випробування. Тиск 20 МПа підтримувався протягом 2 хв без витоків, що відповідає вимогам технічного завдання.

Після відпрацювання технології зварювання нової конструкції з'єднання вузла, а також механічних випробувань на промислових зразках, остаточно обрали цю конструкцію і параметри зварювання ЕПЗ з'єднань газового клапану реальних деталей арматури.

### Висновки

1. Пористість являє собою складну проблему при зварюванні плавленням молібдену та його сплавів через вже існуючі внутрішні дефекти, перш за все пов'язані з процесом порошкової металургії. Попереднє прогрівання стику розфокусованим електронним пучком призводить до загального об'ємного розширення зони майбутнього зварювання і сприяє видаленню поверхневих забруднень адсорбованих газів. Останнє дозволяє значно зменшити утворення пор, але не гарантує їх повне усунення.

2. Проведені експерименти підтвердили, що утворення пор металургійної природи при ЕПЗ крім впливу шкідливих газових домішок тісно пов'язане з умовами збирання, швидкістю зварювання і формою поперечного перерізу швів. Підготовка поверхні торців зварюваних кромки і точність збирання стику – необхідні умови отримання якісного зварного з'єднання, насамперед з заданим поєднанням міцності та пластичності.

3. Результати аналізу механічних властивостей і структурного стану зварних з'єднань підтвердили правильність вибору параметрів зварювального режиму з мінімальними значеннями погонної енергії та регульованим розподілом щільності потужності траєкторії розгортки електронного пучка. Застосування цього режиму дозволило зменшити величину зерна і кількість порожнеч у зоні плавлення. При цьому зменшується довжина зони термічного впливу, зменшується розмір кристалітів, а також змінюється схема кристалізації металу

шва, що сприятливо позначається на механічних властивостях зварних з'єднань і насамперед на величині низькотемпературної пластичності.

4. Для отримання необхідної якості швів внесено зміни до конструкції зварних з'єднань газового клапана. Ряд зварювальних експериментів на з'єднаннях деталей газового клапана дозволив провести модернізацію конструкції зварних вузлів із застосуванням відбортки зварюваних кромок, що дозволило отримати працездатні кільцеві зварні з'єднання.

### Список літератури/References

1. Трефилов, В.И., Мильман, Ю.В., Фирстов, С.А. (1975) *Физические основы прочности тугоплавких металлов*. Киев, Наукова думка. <https://www.libex.ru/detail/book800094.html>
2. Trefilov, V.I., Milman, Yu.V., Firstov, S.A. (1975) *Physical basis of the strength of refractory metals*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
3. Platte, W.N. (1956) Influence of oxygen on soundness and ductility of molybdenum weld. *Weld. J.*, 35, 8, 369–381.
4. Platte, W.N. (1957) Effects of nitrogen on the soundness and ductility of welds in molybdenum. *Weld. J.*, 36, 6, 301–306.
5. Гуревич С.М. (1975) *Сварка химически активных и тугоплавких металлов и сплавов*. Киев, Наукова думка.
6. Gurevich, S.M. (1975) *Welding of chemically active and refractory metals and alloys*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
7. Miao-Xia Xie, Yan-Xin Li, Xiang-Tao Shang et al. (2019) Effect of heat input on porosity defects in a fiber laser welded socket-joint made of powder metallurgy molybdenum alloy. *Materials*, 12, 1433. Doi: 10.3390/ma12091433 <https://www.semanticscholar.org/paper/Effect-of-Heat-Input-on-Porosity-Defects-in-a-Fiber-Xie-Li/ff3980832c812389e46ff4fb4fe22d56e40a494>
8. Zhang, L.J., Liu, J.Z., Pei, J.Y. et al. (2019) Effects of Power Modulation, Multipass Remelting and Zr Addition Upon Porosity Defects in Laser Seal Welding of End Plug to Thin-Walled Molybdenum Alloy. *J. Manuf. Process.*, 41, 197–207. <https://doi.org/10.1007/s00170-020-06482-5>
9. Xie, M.X., Li, Y.X., Shang, X.T. et al. (2019) Microstructure and Mechanical Properties of a Fiber Welded Socket-Joint Made of Powder Metallurgy Molybdenum Alloy. *Metals*, 9, 640. <https://doi.org/10.3390/met9060640>
10. Zhang, L.L., Zhang, L.J., Long, J. et al. (2019) Enhanced mechanical performance of fusion zone in laser beam welding joint of molybdenum alloy due to solid carburizing. *Mater. Des.*, 181, 107957. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107957>
11. Zhang, L.L., Zhang, L.J., Long, J. et al. (2019) Effects of titanium on grain boundary strength in molybdenum laser weld bead and formation and strengthening mechanisms of brazing layer. *Mater. Des.*, 169, 107681. <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0264127519301182> <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107681>
12. Мушегян В.А. (2009) Электронно-лучевая плавка восстановленного концентрата молибдена. *Современная электрометаллургия*, 4, 26–28. Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины. УДК 669.187.526:51.001.57
13. Mushegyan, V.A. (2009) Electron beam melting of reduced concentrate of molybdenum. *Sovrem. Elektrometall.*, 4, 26–28 [in Russian].
14. Крайников А.В., Морито Ф., Слюняев В.Н. (1997) Примесное охрупчивание зоны термического влияния свариваемых сплавов на основе молибдена. *Международный журнал тугоплавких металлов и твердых материалов*, 15, 5–6, 325–339. [https://doi.org/10.1016/S0263-4368\(97\)87507-5](https://doi.org/10.1016/S0263-4368(97)87507-5)
15. Krajnikov, A.V., Morito, F., Slyunyaev, V.N. (1997) Impurity-induced embrittlement of heat-affected zone in welded Mo-based alloys. *Int. J. of Refractory Metals and Hard Materials*, 15(5–6), 325–339. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0263-4368\(97\)87507-5](https://doi.org/10.1016/S0263-4368(97)87507-5)
16. Stütz, M., Oliveira, D., Rüttinger, M. et al. (2016) Electron Beam Welding of TZM Sheets. *Mater. Sci. Forum*, 879, 1865–1869. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.879.1865
17. Корнеев Н.И., Певзнер С.Б., Разуваев Е.И., Скугарев И.Г. (1967) Обработка давлением тугоплавких металлов и сплавов. Москва, Металлургия.
18. Korneev, N.I., Pevzner, S.B., Razuvaev, E.I., Skugarev, I.G. (1967) Pressure processing of refractory metals and alloys. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
19. Wang Jiteng, Wang Juan, Li Yajiang and Zheng Deshuang (2014) Progress of Research on Welding for Molybdenum Alloys. *High Temp. Mater. Proc.* 33(3), 193–200. DOI: 10.1515/htmp-2013-0037
20. [https://www.researchgate.net/publication/272570992\\_Progress\\_of\\_Research\\_on\\_Welding\\_for\\_Molybdenum\\_Alloys14](https://www.researchgate.net/publication/272570992_Progress_of_Research_on_Welding_for_Molybdenum_Alloys14)
21. Скрябінський В.В., Нестеренков В.М., Русиник М.О. (2020) Електронно-променево зварювання з програмуванням розподілу густини потужності променя. *Автоматическая сварка*, 1, 51–56. <https://patonpublishinghouse.com/rus/journals/as/2020>
22. Skryabinskyi, V.V., Nesterenkov, V.M., Rusynuk, M.O. (2020) Electron beam welding with programming of beam power density distribution. *The Paton Welding J.*, 1, 49–53. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.01.07>
23. Ковбасенко С.Н., Якубовский В.В., Иващенко Г.А. и др. (1987) Способ электронно-лучевой сварки высокопрочных сталей. А.с. 1355411СССР, МКИ <sup>3</sup> В23К 15/00. Бюл. № 8. Kovbasenko, S.N., Yakubovsky, V.V., Ivashchenko, G.A., Zagornikov, V.I., Melnik, S.A. (1987) Method of electron beam welding of high-strength steels. USSR cert. 1355411, Int. Cl. 3 V23K 15/00. PWI [in Russian].

## ELECTRON BEAM WELDING OF GAS VALVE ELEMENTS FROM Mo-Ti-Zr ALLOY

V.I. Zagornikov, V.M. Nesterenkov, K.S. Khripko, O.N. Ignatusha

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

E-mail: zagornikov@technobeam.com.ua

The technological techniques of electron beam welding (EBW) are considered, the application of which would allow obtaining the required quality of joints of gas valve parts made of Mo-Ti-Zr (TZM) alloy, which is used in difficult conditions of the nuclear industry. It is known that in order to produce a welded joint with relatively high ductility indices, the oxygen content should not exceed thousandths of a percent. Alloys produced by vacuum-arc and electron beam melting are used for welded structures. They have a much lower tendency to form porosity in welded joints than similar alloys made by powder metallurgy methods. Such alloys can be welded, but these joints cannot always be used under dynamic loads. When choosing the optimal welding technique for gas valve parts, technical requirements for edge preparation, quality of welded joints, availability of appropriate equipment and technological equipment were taken into account. The problems of assembly and subsequent welding of gas valve parts made of Mo-Ti-Zr (TZM) alloy revealed during the investigations caused the need in changing the design of the joints. As a result, a scheme for welding gas valve parts was proposed, which uses flanging of weld butt edges. This led to optimizing the penetration shape. The proposed welding parameters and the geometry of the flange made it possible to reduce the degree of saturation of the weld metal with gases due to the reduction in the penetration depth under the conditions of rapid heat removal and, as a result, to produce sufficiently high-quality welded joints. In addition, with all the variety of technological techniques used during the investigations, the priority of the correctly selected design of the circumferential joint and the accuracy of the welding assembly was proven. 16 Ref., 3 Tabl., 10 Fig.

**Keywords:** Mo-Ti-Zr (TZM) alloy, electron beam welding (EBW), microstructure, porosity, gas valve, flanging of welded edges

Отримано 20.06.2024

Отримано у переглянутому вигляді 25.10.2024

Прийнято 10.12.2024

# БЛОК КЕРУВАННЯ ДЖЕРЕЛОМ ЖИВЛЕННЯ ЗМІННОЇ НАПРУГИ ДЛЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ЗВАРЮВАННЯ ТА ПЕРЕПЛАВУ

Ю.М. Ланкін, В.Ф. Семікін, І.Ю. Романова, Є.М. Байштрук

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

Описано мікроконтролерний блок керування джерелом живлення змінної напруги з фазоступінчастим регулюванням вихідної напруги для електрошлакового зварювання та переплаву, який дозволяє виконувати плавне регулювання та автоматичну стабілізацію вихідної напруги при збурюючих впливах. Експериментально визначено параметри струму відкриття тиристорів для надійного перемикання ступенів керування напругою в автоматичному режимі. Розроблений блок керування є придатним для модернізації існуючих джерел живлення з чотирма відпайками з первинної обмотки силових трансформаторів. Це покращить якість виробів, отриманих із використанням електрошлакових технологій. Бібліогр. 5, рис. 8.

*Ключові слова:* фазоступінчасте регулювання, напруга мережі, регулятор змінної напруги промислової частоти, алгоритм фазоступінчастого регулювання, мікроконтролер

**Вступ.** У сучасній практиці керування процесом електрошлакового зварювання та переплаву (ЕШЗ/ЕШП) застосовується ступінчасте регулювання мережевої напруги шляхом перемикання обмоток трансформатора. Розробка плавного швидкодіючого регулювання змінної напруги промислової частоти є важливим для покращення якості керування технологічним процесом. Плавне регулювання змінної напруги можна здійснювати шляхом фазового керування вентилями. Одним з основних питань, які вирішуються при розробці регуляторів змінної напруги, є забезпечення електромагнітної сумісності з живлячею мережею [1, 2]. Комбінацією ступінчастого та неперервного фазового керування можна досягти незначного спотворення форми вихідної напруги шляхом вибору співвідношення напруг і кількості ступенів трансформатора. Джерело живлення з фазоступінчастим регулюванням може мати дуже високий коефіцієнт потужності [3].

**Мета** роботи – розробка блоку керування джерела живлення змінної напруги для підвищення якості керування технологічним процесом ЕШЗ/ЕШП шляхом плавного швидкодіючого фазоступінчастого регулювання змінної напруги в широкому діапазоні та її автоматичної стабілізації при збурюючих впливах.

Для відпрацювання варіантів схемних рішень, алгоритмів і програм розроблено макет джерела живлення на основі автотрансформатора з чотирма секціями потужністю 150 Вт і, відповідно, чотирма парами зустрічно-паралельно включених опти-

ристорів ТО125-12,5 (рис. 1). Регульована вихідна напруга макету джерела живлення вибрана за величиною, близькою до номінальної напруги мережі для наочності демонстрації роботи блоку керування. Застосування автотрансформатора при цьому економічніше і простіше. У разі фактичної роботи в електрошлаковому виробництві буде застосовуватись понижувальний трансформатор.

**Опис алгоритму фазоступінчастого керування.** При фазоступінчастому керуванні застосовуються два види перемикань ступенів обмоток трансформатора. Перший вид – перемикання в

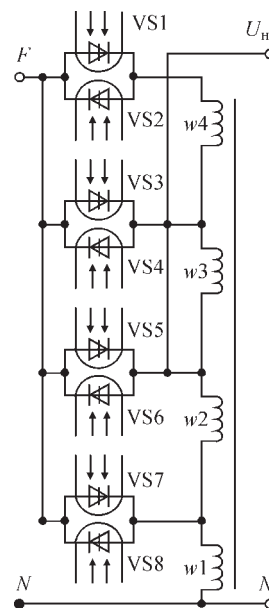


Рис. 1. Макет джерела живлення (силова частина):  $U_n$  – вихідна напруга на навантаженні;  $F, N$  – фаза та нейтраль мережі

Ю.М. Ланкін – <https://orcid.org/0000-0001-6306-8086>, В.Ф. Семікін – <https://orcid.org/0000-0002-7407-5887>, І.Ю. Романова – <https://orcid.org/0000-0001-7154-1830>

© Ю.М. Ланкін, В.Ф. Семікін, І.Ю. Романова, Є.М. Байштрук, 2025

кожному напівперіоді вхідної напруги. Перемикання відбуваються в залежності від кута перемикання. У момент перемикання імпульси ввімкнення та підтримки ввімкненого стану тиристорів нижнього ступеня трансформатора закінчуються, а імпульси ввімкнення тиристорів верхнього (управляючого) ступеня трансформатора розпочинаються (рис. 2). Таким чином, імпульси тривають весь напівперіод без пауз. Змінюючи кут перемикання, плавно регулюється діюче значення змінної напруги.

Схема (рис. 1) працює наступним чином. На початку позитивного напівперіода вхідної напруги схема керування вмикає тиристор VS1 першої комутуючої групи. При заданому куті  $\alpha > 0$  схема керування вмикає тиристор VS3 другої комутуючої групи, коефіцієнт трансформації стрибкообразно зростає. Транзистор VS1 замикається зворотною напругою, яка виникає в обмотці  $w_4$  трансформатора. На початку наступного (негативного) напівперіода вмикається тиристор VS2, потім при фазі вхідної напруги, що дорівнює  $\alpha$ , вмикається тиристор VS4, а тиристор VS2 замикається та миттєве значення вихідної напруги знову стрибкообразно зростає. У результаті на виході джерела живлення напруга має ступінчасто-синусоїдальну форму (рис. 2).

Другий вид перемикань ступенів обмоток трансформатора відбувається при досягненні граничних значень кута відкриття тиристорів. На рис. 3 наведено зразок залежності вихідної напруги макету джерела живлення від кута відкриття («запалювання») тиристорів і керуючого ступеня трансформатора (при вхідній напрузі  $\sim 210$  В). З рисунку видно, що при граничних значеннях кута 30 і 120 ел. град. перехід з одного ступеня трансформатора на інший (показано штриховою лінією)

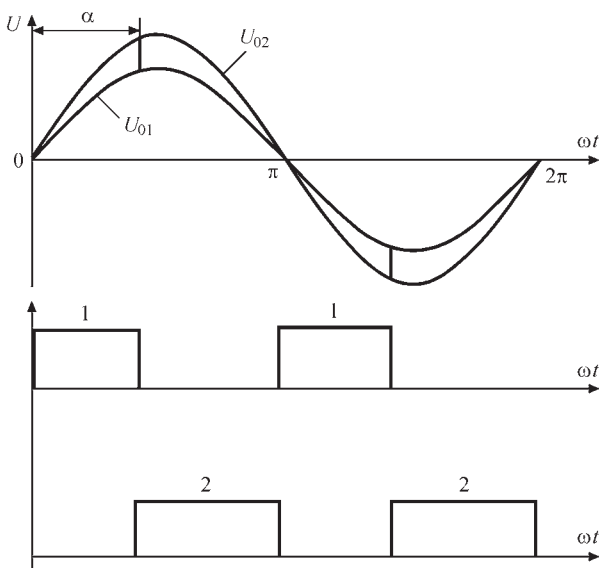


Рис. 2. Перемикання з першого на другий ступінь трансформатора в залежності від кута перемикання – 2-й ступінь управління

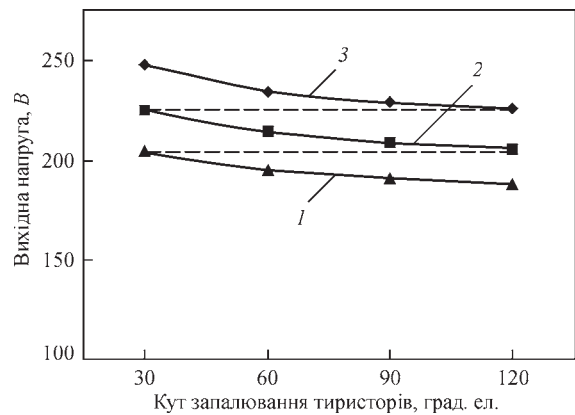


Рис. 3. Залежність вихідної напруги макету джерела живлення від кута запалювання тиристорів керуючого ступеня трансформатора (при вхідній напрузі  $\sim 210$  В): 1 – 2-й ступінь; 2 – 3-й ступінь; 3 – 4-й ступінь

єю) відбувається без різкої зміни вихідної напруги (лінія переходу майже горизонтальна). Це дозволяє регулювати вихідну напругу плавно та неперервно.

**Опис принципової схеми блоку керування.**

Схема блоку керування (рис. 4) містить два мікроконтролери PIC16F886 (Microchip), алфавітно-цифровий дисплей LCD 1601A (Reystar), схему контролю перетину нуля мережевої напруги, вихідний підсилювач ULN2803A для узгодження вихідних сигналів мікроконтролера з оптотиристорами, схему контролю відхилень вихідної напруги для зворотного зв'язку в регулятор, кнопки та перемикачі керування.

**Схема контролю перетину нуля мережевої напруги.** У 8-бітних мікроконтролерах PIC (Microchip) для контролю перетину нуля застосовується вбудований у контролер модуль Zero-Cross Detection (ZCD) [4]. Мережева напруга підключається безпосередньо до контролера через резистори на вході. Застосування модуля ZCD при перевагах у точності та швидкості потребує ретельної довготривалої практичної перевірки надійності. Нами віддана перевага контролю з гальванічною розв'язкою контролера від мережі за допомогою оптотранзисторів. При виборі оптронів враховувались показники найменшої затримки сигналу та узгодженості з входами мікроконтролера. Найкращі якості продемонстрували складені (каскадні) оптотранзистори з двох транзисторів, як, наприклад, TIL119.

**Узгодження вихідних сигналів мікроконтролера з силовими оптотиристорами.** Допустимі струми вихідних сигналів мікроконтролерів складають не більше 20 мА [5]. Надійне ввімкнення силових оптотиристорів відбувається при значно більших значеннях струму. Для ввімкнення тиристорів TO125-12,5 при звичайному фазовому керуванні достатньо імпульсу запалювання 200...300 мкс зі струмом 80 мА. Випробувалися

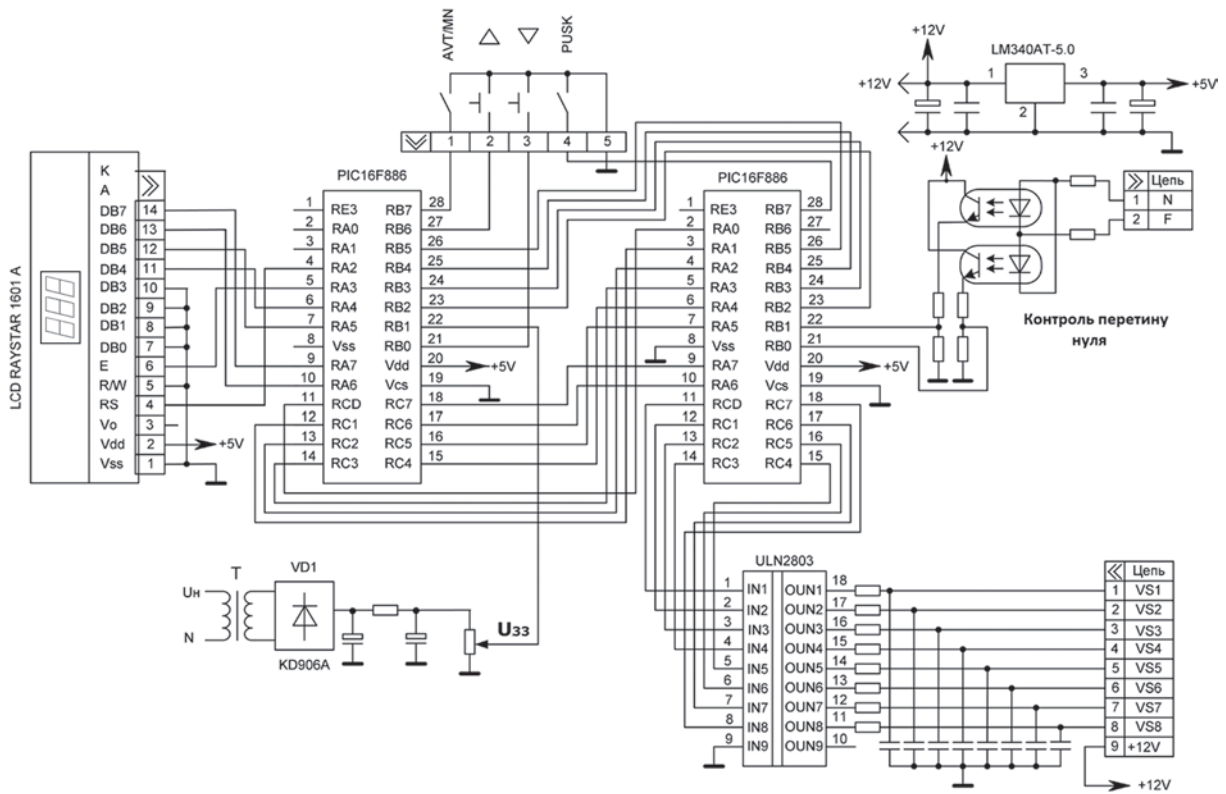


Рис. 4. Принципова схема блоку керування

варіанти схем керування кутом ввімкнення тиристорів на основі застосування польових транзисторів BS170 і спеціалізованих мікросхем MOC8050, які задовольняють вищевказаним вимогам. Однак з'ясувалося, що для надійного перемикання з одного ступеня на інший згідно з алгоритмом фазоступінчастого керування в плинні протікання струму та підтримки ввімкненого стану тиристорів потрібне забезпечення струму не менше 150 мА. Імпульси тривають весь напівперіод. Перший імпульс для нижчого ступеня трансформатора триває від початку напівперіода до моменту перемикання,

другий, для перемикання на вищий ступінь, – з моменту перемикання до кінця напівперіода. Кращим рішенням виявився варіант із застосуванням мікросхеми восьмиканального підсилювача ULN2803А.

**Контроль відхилень вихідної напруги** для зворотнього зв'язку в регулятор виконується шляхом апаратного згладжування випрямленої напруги за допомогою RC-фільтра.

**Розподіл функцій між контролерами.** Перший контролер разом з кнопками, перемикачами та дисплеєм виконує функції інтерфейсу оператора з системою керування, здійснює формування

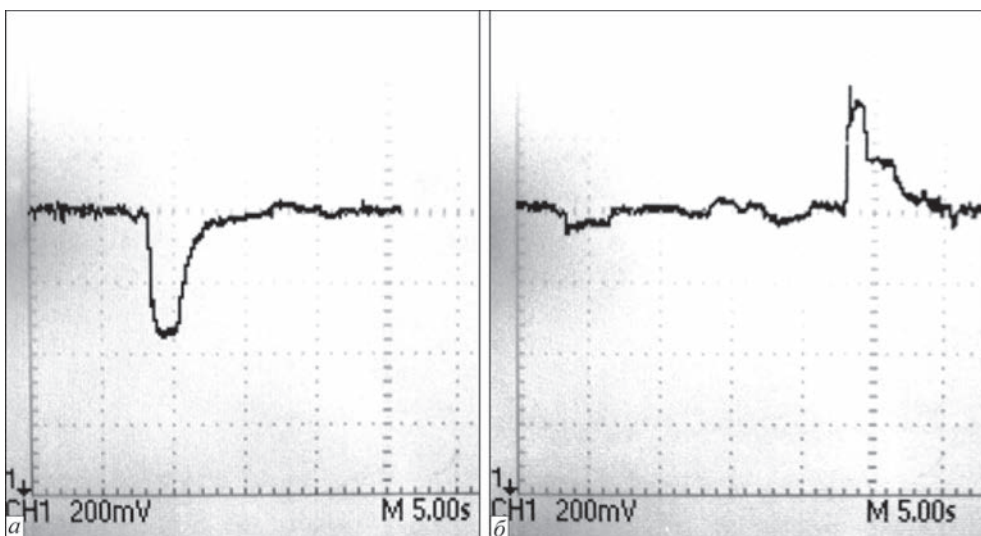


Рис. 5. Осцилограми перехідного процесу вихідної напруги при ступінчастому збуренні напругою мережі: а – зменшення напруги мережі з 220 до 195 В; б – збільшення напруги мережі з 195 до 220 В. По горизонталі – одна клітинка 5 с, по вертикалі одна клітинка зміни сигналу датчика на 200 мВ дорівнює відхиленню вихідної напруги на 15 В

пропорційно-інтегрального закону регулювання за сигналом зворотного зв'язку за вихідною напругою. Другий контролер відпрацьовує фазоступінчастий алгоритм перемикання ступенів трансформатора за сигналами від першого контролера.

**Випробування блоку.** Проведено лабораторні експерименти з дослідження динамічних характеристик макета джерела живлення з блоком керування при різних збуреннях (див. осцилограми на рис. 5, 6). Відхилення напруги мережі відносно номінального значення імітувалося зміною напруги із застосуванням лабораторного автотрансформатора. Навантаження імітувалося змінними резисторами, підключеними до виходу джерела живлення. Ступінчасте збурення за навантаженням імітувалося перемикачем на виході джерела живлення. З осцилограм видно, що збурення ступінчатою зміною напруги мережі та ввімкненням або вимкненням навантаження відпрацьовуються за 2...4 с. Похибка регулювання у стаціонарному режимі (без навмисних збурень) складає приблизно  $\pm 3$  В при вихідній напрузі 220 В.

Експериментально визначено статичні характеристики залежності вихідної напруги джерела живлення від кута відкриття тиристорів і регулюючого ступеня трансформатора для різної напруги мережі (рис. 7). З цих графіків можна оцінити граничні значення регулювання вихідної напруги джерела живлення для даних обмоток ступенів застосованого трансформатора. Так, при зниженні напруги мережі до 195 В максимально можливе значення вихідної напруги джерела складає 223 В (рис. 7, а). При підвищенні напруги мережі до 245 В мінімально можливе значення вихідної напруги складає 208 В (рис. 7, в). При номінальному значенні напруги мережі 220 В граничні значення

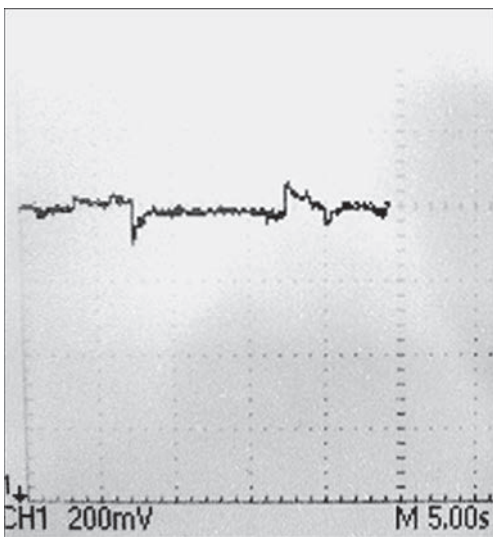


Рис. 6. Осцилограма перехідного процесу вихідної напруги при ввімкненні активного навантаження 100 Вт, а потім при його вимкненні ( $U_{\text{вих}} = 220$  В)

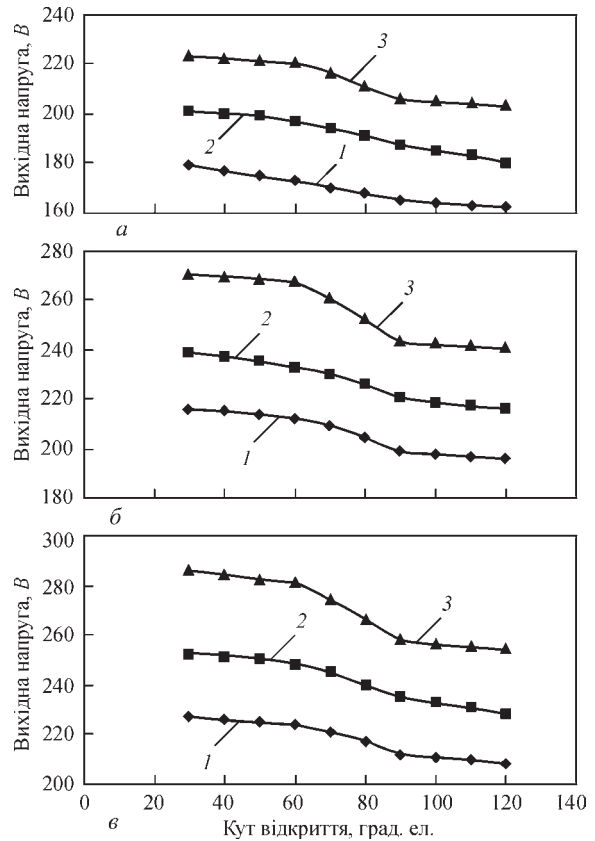


Рис. 7. Залежність вихідної напруги від кута відкриття тиристорів і регулюючого ступеня трансформатора при напрузі мережі, В: а – 195; б – 220; в – 245; 1 – 2-й ступінь; 2 – 3-й ступінь; 3 – 4-й ступінь



Рис. 8. Вигляд лицевої панелі блоку керування регулювання вихідної напруги джерела складають 197...268 В (рис. 7, б).

Вигляд лицевої панелі розробленого блоку керування наведено на рис. 8.

### Висновки

1. Розроблено блок керування джерела живлення з фазоступінчастим керуванням, який може застосовуватись для модернізації джерел живлення з чотирма відпайками з первинної обмотки силових трансформаторів. Блок може бути використаний для керування джерелом живлення більшої потужності шляхом вибору відповідних тиристорів.

2. Випробування макета блоку в лабораторних умовах показало, що ступінчасті збурення напругою мережі та збурення ввімкненням-вимкненням навантаження врегульовуються за 2...4 с, а похибка регулювання у стаціонарному режимі складає приблизно  $\pm 3$  В при вихідній напрузі 220 В. Враховуючи інерційність технологічного процесу ЕШП, ці характеристики можна вважати прийнятними.

3. Визначено статичні характеристики, які показують можливість плавного регулювання вихідної напруги в широкому діапазоні.

### Список літератури

1. Чиженко А.И., Курило И.А. (2008) Управление вентиляционным регулятором переменного напряжения. *Техн. електродинаміка*, **6**, 36–41.
2. Волков И.В., Чиженко А.И., Курило И.А. (2010) Трехфазный вентиляционно-дрессельный преобразователь переменного напряжения. *Праці ІЕД НАНУ*, Вип. **26**, 90–94.

3. Ланкін Ю.М., Семікін В.Ф., Байштрук С.М., Романова І.Ю. (2024) Характеристики джерел живлення установок ЕШЗ/ЕШП з фазоімпульсним регулюванням тиристорів. *Автоматичне зварювання*, **6**, 51–57. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2024.06.08>
4. *Microchip. TB3138. Zero-Cross Detection Module Technical Brief.*
5. *Microchip. PIC16F882/883/884/886/887. Data Sheet.*

### References

1. Chizhenko, A.I., Kurilo, I.A. (2008) Control of a valve-type AC voltage regulator. *Tekh. Elektrodynamika*, **6**, 36–41 [in Russian].
2. Volkov, I.V., Chizhenko, A.I., Kurilo, I.A. (2010) Three-phase valve-choke AC voltage converter. *Pratsi IED NANU*, Vol. **26**, 90–94 [in Russian].
3. Lankin, Yu.M., Semikin, V.F., Bayshtruk, Ye.M., Romanova, I.Yu. (2024) Characteristics of power sources of ESW/ESM installations with phase-pulse regulation of thyristors. *Avtomatych. Zvaryuvannya*, **6**, 51–57 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2024.06.08>
4. *Microchip. TB3138. Zero-Cross Detection Module Technical Brief.*
5. *Microchip. PIC16F882/883/884/886/887. Data Sheet.*

## AC POWER SOURCE CONTROL UNIT FOR ELECTROSLAG WELDING AND REMELTING

Yu.M. Lankin, W.F. Semikin, I.Yu. Romanova, Ye.M. Bayshtruk

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: semikin.kiev@gmail.com

A microcontroller control unit for an AC power source with phase-step regulation of the output voltage for electroslag welding and remelting is described, which allows smooth regulation and automatic stabilization of the output voltage under disturbing influences. The parameters of the opening current of thyristors for reliable switching of voltage control stages in the automatic mode were determined experimentally. The developed control unit is suitable for upgrading existing power sources with four taps from the primary winding of power transformers. This will improve the quality of products obtained using electroslag technologies. 5 Ref., 8 Fig.

*Keywords: phase-step regulation, mains voltage, industrial frequency AC voltage regulator, phase-step regulation algorithm, microcontroller*

Отримано 17.10.2024

Отримано у переглянутому вигляді 13.01.2025

Прийнято 17.02.2025

### Дорогі науковиці!

Щиро вітаємо з Міжнародним днем жінок і дівчат у науці\* (англ. International Day of Women and Girls in Science)! Нехай ваш розум завжди прагне до відкриттів, ваші ідеї змінюють світ, а ваші досягнення надихають нові покоління дослідниць. Ваша наполегливість, допитливість і талант роблять науку кращою та відкривають нові горизонти. Бажаємо нескінченного натхнення, цікавих експериментів і блискучих перемог!



\*Пам'ятна дата, відзначається 11 лютого за підтримки ЮНЕСКО та спеціальної структури ООН із питань гендерної рівності та розширення прав і можливостей жінок, маючи на меті сприяння повноцінному та рівному доступу жінок і дівчат до участі в науці.

# СИСТЕМИ ПЕРЕМІЩЕННЯ ДЛЯ ДУГОВОГО АДИТИВНОГО ВИРОБНИЦТВА НА БАЗІ ТИПОВОГО УСТАТКУВАННЯ

С.М. Мінаков<sup>1</sup>, А.С. Мінаков<sup>1</sup>, Д.В. Степанов<sup>1</sup>, Є.П. Чвертко<sup>1</sup>, Н.М. Стреленко<sup>1</sup>, Д.М. Вдовиченко<sup>2</sup>,  
І.М. Вдовиченко<sup>2</sup>

<sup>1</sup>НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, просп. Берестейський, 37.  
E-mail: e.chvertko@kpi.ua

<sup>2</sup>ІЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03130, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: maksimov@paton.kiev.ua

Електродугове адитивне виробництво набуває поширення в промисловості завдяки високій продуктивності формування деталей і можливості побудови установок з використанням традиційного зварювального обладнання – джерел живлення, механізмів подачі дроту, систем подачі газу та пальників. Однак актуальними на сьогодні залишаються проблеми, пов'язані з обов'язковою необхідністю додаткової механічної обробки деталей, отриманих методами дугового адитивного наплавлення, яка, в свою чергу, обумовлена залишковими напруженнями та деформаціями в деталі і значною щорсткістю поверхні. Окрім рішень технологічного характеру, оптимізація процесів формування деталей потребує вирішення ряду задач стосовно переміщень виробу і зварювального інструменту в процесі виробництва. У загальному випадку такі переміщення необхідно здійснювати у багатозірній системі координат із достатньо високою точністю, при цьому загальне переміщення може являти собою комбінований рух виробу та інструменту. У даній роботі докладно описано процес розробки багатозірних систем переміщення для установок дугового адитивного наплавлення. На відміну від використання в якості маніпуляторів роботизованих комплексів, установки були побудовані на базі універсального обладнання, що дозволило суттєво знизити його вартість. Необхідні для виконання завдань дугового адитивного наплавлення у захисних газах параметри були досягнуті в результаті проєктування обладнання, яке успішно пройшло випробування при адитивному наплавленні деталей типу стінка і фланець. Бібліогр. 6, рис. 7.

*Ключові слова:* зварювання, адитивне виробництво, дугове адитивне виробництво, наплавлення MAG, установка

**Вступ.** Зварювання і споріднені процеси як технології отримання нероз'ємних з'єднань на сьогодні успішно застосовують в багатьох галузях промисловості. Одним із сучасних напрямків дослідження є технології адитивного виробництва, які дозволяють отримувати деталі складної просторової форми, у тому числі градієнтні – зі змінними перерізом, товщиною і властивостями, а також виробу із багатопустотними стінками, які неможливо отримати литтям або механічною обробкою [1].

Оснвою будь-якої системи адитивного виробництва складають система переміщень, сировина (витратні матеріали) і джерело енергії. Їх поєднання забезпечує переміщення і нагрівання матеріалу та, відповідно, поступове формування деталі. Одним із різновидів є електродугове адитивне виробництво, в якому металевий зварювальний дріт використовують як сировину, а електричну дугу – як джерело тепла. При цьому цілком можливе використання звичайного зварювального обладнання (джерел живлення, зварювальних пальників, систем подачі дроту і захисного газу) у складі установок. У цьому полягає одна з переваг такої технології – вона може бути значно дешевшою, ніж технології адитивного виробництва, які вимагають спеціального обладнання і матеріалів [2]. Технологія дозволяє ви-

бляти повнофункціональні виробу, майже необмежені в розмірах. Досяжна швидкість наплавлення зазвичай становить 50...130 г/хв, що вище, ніж у будь-якого іншого методу адитивного виробництва, а, отже, забезпечується вища продуктивність і коротший час виконання замовлення [3].

Ключовими задачами в електродугових адитивних технологіях є забезпечення маніпуляції джерела теплоти за заданою траєкторією і мінімізація напружено-деформованого стану деталі [1]. Вирішення другої задачі, зокрема, полягає у виборі базової технології електродугового наплавлення (MAG, TIG, PAW) і в оптимізації параметрів режиму залежно від виду і складу присадкового матеріалу та від геометричної форми деталі [4, 5].

Задачі, які пов'язані з переміщеннями, в основному, полягають у програмному переміщенні пальника або деталі по трьом лінійним осям координат  $X$ ,  $Y$ ,  $Z$  (іноді ще додатково із задіянням осей обертання  $A$  і  $B$ ). Вирішення таких задач можливе за рахунок використання у складі установок роботизованих систем або верстатів із ЧПУ в якості маніпулятора інструмента [6]. Однак вартість подібних систем є досить високою.

У даній роботі **метою** було розробити систему переміщення виробу і зварювального інструменту для

Мінаков С.М. – <https://orcid.org/0000-0001-8607-4120>, Мінаков А.С. – <https://orcid.org/0000-0002-1724-3100>,  
Степанов Д.В. – <https://orcid.org/0000-0001-7557-6686>, Чвертко Є.П. – <https://orcid.org/0000-0003-3073-1034>,  
Стреленко Н.М. – <https://orcid.org/0000-0002-8571-5958>, Вдовиченко Д.М. – <https://orcid.org/0000-0002-4623-5900>  
Вдовиченко І.М. – <https://orcid.org/0000-0003-1945-1015>

© С.М. Мінаков, А.С. Мінаков, Д.В. Степанов, Є.П. Чвертко, Н.М. Стреленко, Д.М. Вдовиченко, І.М. Вдовиченко, 2025

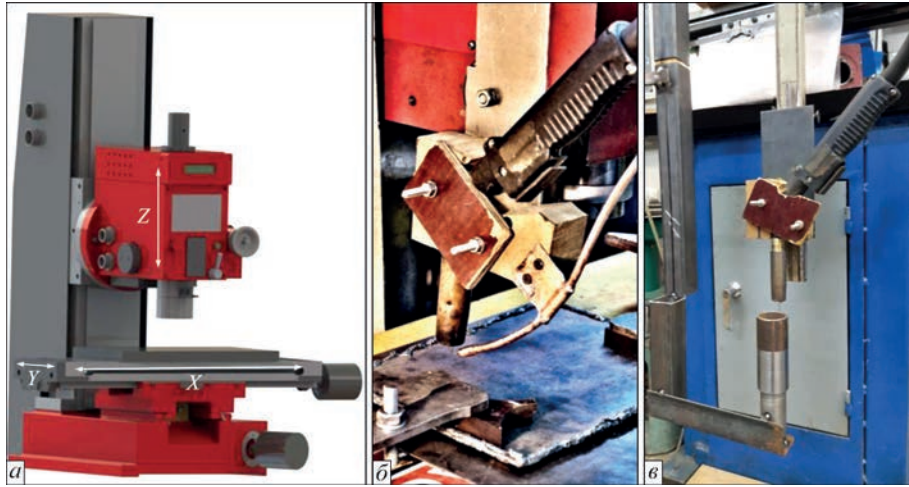


Рис. 1. Модернізований фрезерний верстат із відокремленими системами переміщення  $X$ - $Y$  та  $Z$ :  $a$  – модель верстата DM-X3 із приводами по осям  $X$ ,  $Y$ ,  $Z$ ;  $b$ ,  $c$  – модернізований верстат із закріпленою підложкою і зварювальним інструментом за першим ( $b$ ) та другим ( $c$ ) варіантами

адитивного наплавлення деталей на плоску основу робочої поверхні та на циліндричну трубу на базі універсального обладнання. У роботі використовували спосіб наплавлення MAG з присадковим дротом.

**Система переміщення для адитивного наплавлення на плоску основу.** Найпростішим рішенням задачі забезпечення переміщення зварювального інструменту по трьом лінійним осям  $X$ ,  $Y$ ,  $Z$  є застосування фрезерних верстатів, у конструкції яких передбачені відповідні механізми. На відміну від досить вартісних верстатів ЧПК, універсальні свердлильно-фрезерні верстати призначені для виконання різноманітних видів обробки та є доступними у широкій номенклатурі і за відносно помірними цінами. Однак для використання в адитивному дуговому виробництві вони потребують модернізації, зокрема заміни двигунів у приводах переміщення на крокові або на сервоприводи та забезпечення захисту деталей і механізмів верстата від зварювальних бризок.

Схему верстата із трикоординатною системою переміщення наведено на рис. 1,  $a$ . Особливістю такого конструктивного рішення є те, що переміщення столу верстата здійснюється по осям  $X$  та  $Y$ , а привод осі  $Z$  розташований окремо і переміщує фрезерну головку зі шпинделем. Це дає можливість за потреби варіювати кількість ступенів свободи виробу і зварювального інструменту, змінюючи схему їхнього закріплення.

У випадку, коли виріб закріплено на столі, а зварювальний інструмент – на головці, виріб здійснює переміщення по осям  $X$  та  $Y$  залежно від заданої форми поперечного перерізу, а зварювальний інструмент переміщується по осі  $Z$ , здійснюючи переходи між проходами. Можлива і зворотня схема, при якій зварювальний інструмент закріплений на столі і здійснює переміщення в площині  $XOY$ , а виріб здійснює переміщення по осі  $Z$ . В останньому випадку додатково необхідно приймати

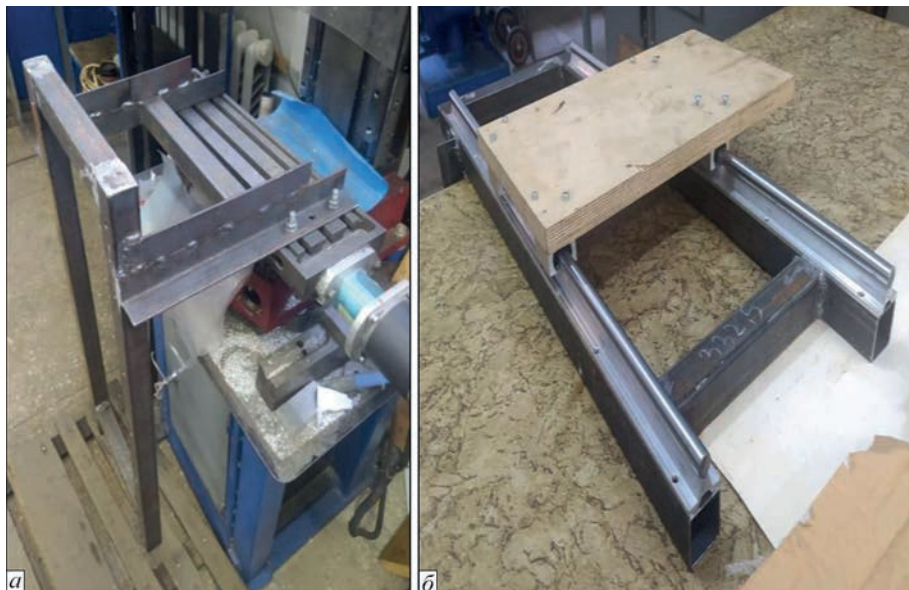


Рис. 2. Елементи механізму переміщення зварювального інструменту по осі  $Z$ :  $a$  – кронштейн;  $b$  – кронштейн із закріпленими направляючими та каретками

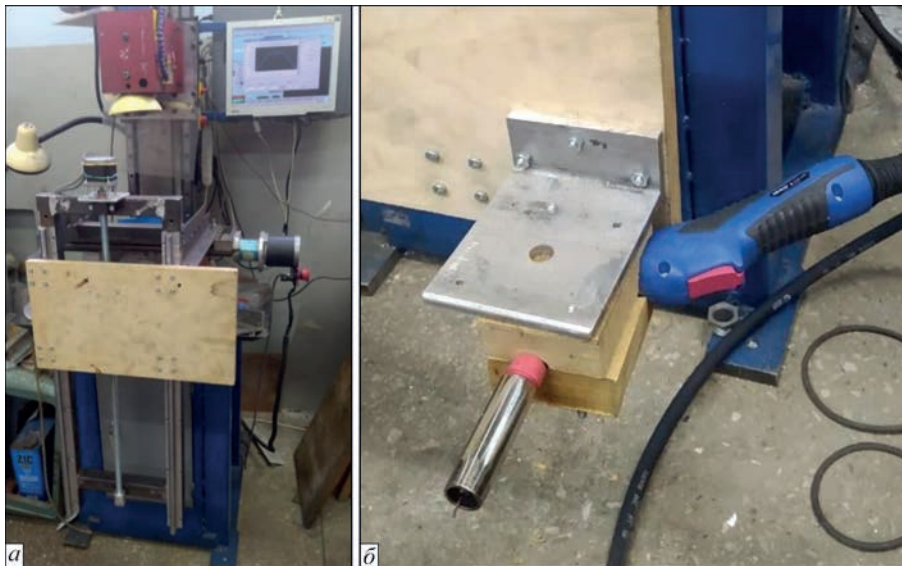


Рис. 3. Установа із трикоординатним переміщенням зварювального інструменту: *a* – система переміщення; *б* – кріплення зварювального інструменту

конструктивні рішення стосовно кріплення деталі на головці. Обидві схеми розміщення виробу і зварювального інструменту дозволяють здійснювати адитивне наплавлення виробів зі змінною формою поперечного перерізу, у тому числі, тонкостінних на плоску основу та є простими в реалізації.

Процеси електродугового наплавлення у захисних газах супроводжуються розбризуванням електродного металу. Для захисту елементів систем переміщення від бризок було розроблено відповідні конструктивні рішення.

Перший варіант (виріб переміщується в площині  $XOY$ , а пальник – по осі  $Z$ ) потребує захисту напрямних верстата від бризок під час наплавлення. При цьому елементи додаткового захисту можуть бути досить громіздкими і заважати потрібним переміщенням пальника (рис. 1, б). Другий варіант (пальник переміщується в площині  $XOY$ , а виріб – по осі  $Z$ ) дозволяє винести зону наплавлення так, щоби бризки розплавленого металу не попадали на напрямні верстата (рис. 2).

У роботі застосовували настільний фрезерний верстат DM-X3, який був встановлений на тумбі. При цьому зона наплавлення була винесена нижче верстата. Деталь, що наплавлялась, була закріплена на незалежному столі з приводом переміщення по осі  $Z$  (рис. 1, в). Недоліком такого конструктивного рішення є значна довжина елементів з'єднання деталі з фрезерною головкою, що негативно впливає на жорсткість з'єднання і додатково обмежує масу виробу, який наплавляється.

Для зняття описаних вище обмежень було розроблено окремий механізм переміщення по осі  $Z$ , який встановили на стіл, із приводами осей  $X$  та  $Y$ , тобто зварювальний інструмент має можливість рухатись уздовж усіх трьох осей. У лабораторній

установці граничне переміщення по осі  $X$  становить 400 мм, по осі  $Y$  – 200 мм, по осі  $Z$  – 500 мм.

Для з'єднання механізму зі столом верстата було виготовлено кронштейн, який закріпили на столі болтовими з'єднаннями (рис. 2, а). Конструкція кронштейна забезпечує винесення зони наплавлення нижче верстата і, завдяки чому додаткові елементи захисту напрямних від зварювальних бризок не потрібні. Лінійне переміщення здійснюється по круглих направляючих типу SBR16 завдовжки 800 мм за допомогою чотирьох кареток. Відстань між каретками вибрали таку, щоб робочий хід по осі  $Z$  складав 500 мм (рис. 2, б). На каретки закріпили лист фанери завтовшки 20 мм, на якому здійснювали закріплення зварювального інструменту.

Для забезпечення можливості зворотно-поступального руху кареток відносно направляючих було запропоновано два варіанти: кульково-гвинтова передача (КВП) і звичайна різьбова шпиль-

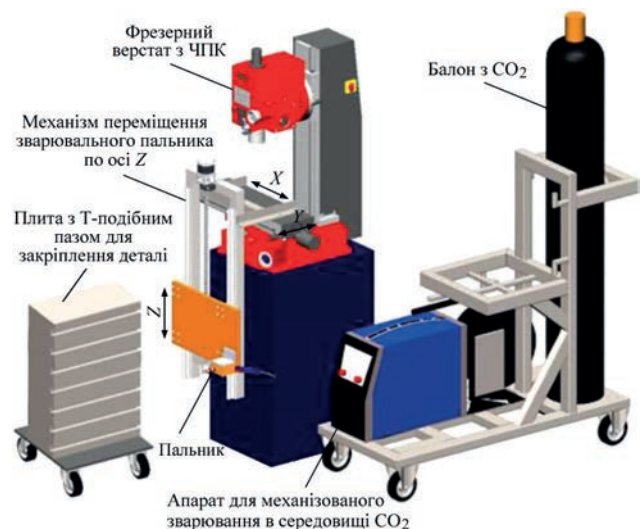


Рис. 4. Схема установки для адитивного наплавлення способом MAG із трикоординатною системою переміщення на базі фрезерного верстату

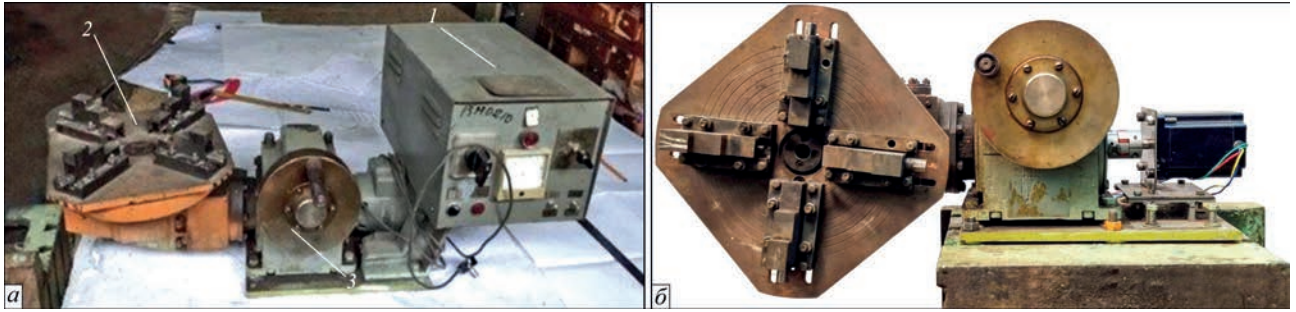


Рис. 5. Зварювальний маніпулятор М77: *а* – оригінальна конструкція (1 – блок керування, 2 – планшайба; 3 – механізм зміни кута нахилу планшайби); *б* – модернізований варіант

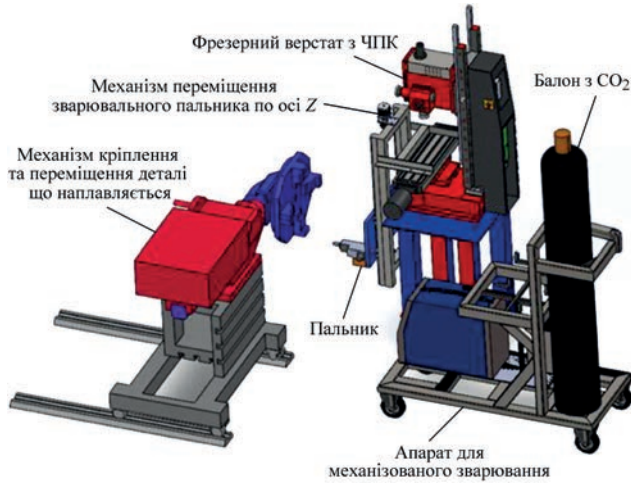


Рис. 6. Схема 4-координатної установки для адитивного наплавлення способом MAG

ка з масивною бронзовою гайкою. У модернізованій установці використали різбову шпильку М16 з гайкою, оскільки в нашій конструкції відсутнє велике навантаження, а вага бронзової гайки і зварювального інструменту під дією сили тяжіння забезпечать постійне навантаження різбового з'єднання та відсутність люфту.

Для надійної фіксації шпильки використали кінцеву опору ВF12, яку закріпили вгорі крон-

штейна, а кульковою опорою зафіксували різбову шпильку внизу. В якості привода по осі Z застосували кроковий двигун Nema 23 (рис. 3, *а*). Пальник для зварювання способом MAG закріпили на листі фанери через фрезеровані накладки. Таке горизонтальне розташування дозволяє проводити наплавлення у вертикальній площині з робочою зоною 500×400 мм (рис. 3, *б*).

Основу виробу, що наплавляється, закріплювали на столі від стругального верстата з Т-подібними пазами. Стіл встановили на візку (рис. 4), при цьому розміри робочої зони в площині  $ZOx$  залишились незмінними (500×400 мм), а обмеження переміщення по осі  $Y$  були зняті.

**Система переміщення для адитивного наплавлення на циліндричну трубу.** У загальному випадку при адитивному напавленні деталей типу фланець на циліндричну трубу задля забезпечення сприятливих умов формування стінки виробу необхідно здійснювати переміщення елементів установки в системі координат із 4-ма або 5-ма осями, а саме: лінійні переміщення вздовж осей  $X, Y, Z$ , обертання виробу (вісь  $A$ ) та нахил виробу (вісь  $B$ ). Розширення можливостей описаної у попередньому розділі установки на базі фрезерного

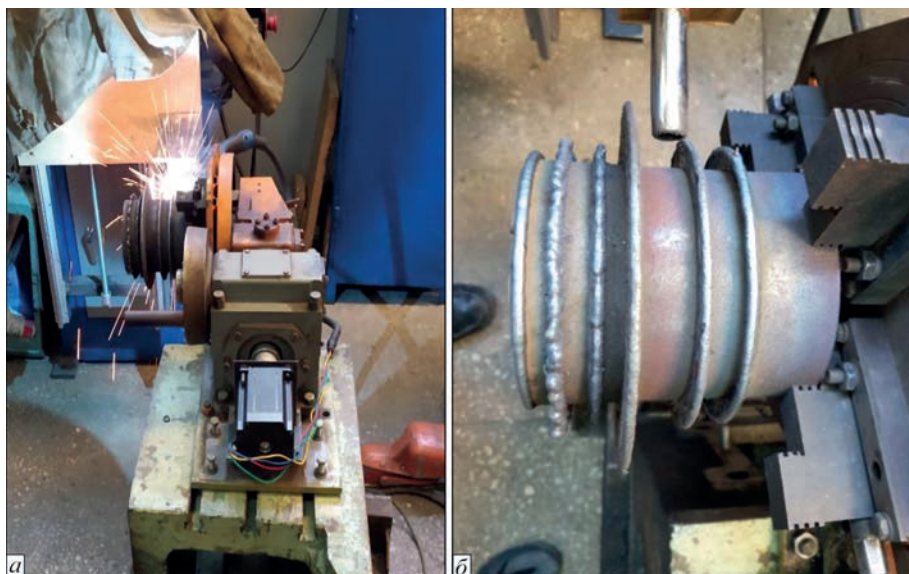


Рис. 7. Випробування 4-координатної системи переміщень для адитивного наплавлення: *а* – процес наплавлення фланця; *б* – напавлений виріб

верстата DM-X3 можливе за рахунок введення до її складу зварювального маніпулятора.

Зазвичай у зварювальних маніпуляторах використовують двигуни постійного струму. Це дозволяє змінювати швидкість обертання у широких межах, однак не дозволяє програмно керувати кутом обертання так, як це необхідно для вирішення задач адитивного виробництва.

Модернізація такого устаткування можлива шляхом встановлення замість двигунів постійного струму сервоприводів або крокових двигунів. Крокові двигуни є більш економічно доцільними та мають достатні характеристики точності.

Було модернізовано зварювальний маніпулятор M77 (рис. 5, а) із заміною двигуна постійного струму на кроковий двигун NEMA 34HS9801 (момент утримання 5,6 Н·м). Замість оригінального блоку керування для управління кроковим двигуном використовували драйвер з контролером верстата ЧПК, який, в свою чергу, був підключений до комп'ютера із спеціалізованим програмним забезпеченням.

У поєднанні з системою для трикоординатного переміщення отримали установку для 4-осьового наплавлення (рис. 6). Управління переміщень по всім осям здійснюється від одного комп'ютера. Перші три осі верстата ( $X$ ,  $Y$ ,  $Z$ ) із ЧПК переміщують зварювальний інструмент згідно із заданою конфігурацією виробу, четверта вісь  $A$  керує швидкістю обертання та кутом повороту планшайби. Така модернізація дозволяє програмно тримати постійну швидкість наплавлення при виготовленні тіл обертання, у тому числі зі змінною формою поперечного перерізу.

**Випробування модернізованого устаткування.** Із застосуванням модернізованої установки (рис. 6) здійснювали адитивне наплавлення у вертикальному положенні деталей типу фланець на круглу трубу

діаметром 133 мм (рис. 7, а). Було успішно наплавлено 20 шарів загальною висотою 34 мм (рис. 7, б).

## Висновки

Виготовлення деталей методами електродугового адитивного наплавлення на плоску основу і на циліндричну трубу потребує використання багатосьових систем переміщення, основою яких, зокрема, може бути модернізоване універсальне обладнання (металообробні станки, зварювальні маніпулятори та ін.).

Розроблено конструкцію та проведено випробування 3-х та 4-координатних систем переміщення для адитивного наплавлення способом MAG на базі модернізованого фрезерного станка DM-X3 та маніпулятора M77.

## Список літератури/References

1. Ryabtsev, I., Fomichov, S., Kuznetsov, V. et al. (2023) Surfacing and Additive Technologies in Welded Fabrication. *Springer Nature*. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-031-34390-2>
2. Knezović, N., Topić, A. (2018) Wire and arc additive manufacturing (WAAM) – a new advance in manufacturing. *Lecture Notes in Networks and Systems*, **42**, 65–71. DOI: [https://doi.org/10.1007/978-3-319-90893-9\\_7](https://doi.org/10.1007/978-3-319-90893-9_7)
3. Ding, D., Pan, Z., Cuiuri, D., Li, H. (2015) Process planning strategy for wire and arc additive manufacturing. *Advances in Intelligent Systems and Computing, SpringerLink*, **363**, 437–450. DOI: [https://doi.org/10.1007/978-3-319-18997-0\\_37](https://doi.org/10.1007/978-3-319-18997-0_37)
4. Kvasnytskyi, V., Lagodzinskyi, I. (2023) Influence of GMAW and PAW methods of additive arc surfacing and shielding gas composition on surface geometry and metal structure. *The Paton Welding J.*, **11**, 21–29. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2023.11.02>
5. Yehorov, Y., da Silva, L.J., Scotti, A. (2019) Balancing WAAM production costs and wall surface quality through parameter selection: A case study of an Al–Mg5 alloy multilayer-non-oscillated single pass wall. *J. of Manufacturing and Materials Processing*, **3**(2), 32. DOI: <https://doi.org/10.3390/jmmp3020032>
6. Wu, B., Pan, Z., Ding, D. et al. (2018) A review of the wire arc additive manufacturing of metals: Properties, defects and quality improvement. *J. of Manufacturing Processes*, **35**, 127–139. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.08.001>

## MOVEMENT SYSTEMS FOR ARC ADDITIVE MANUFACTURING BASED ON TYPICAL EQUIPMENT

S.M. Minakov<sup>1</sup>, A.S. Minakov<sup>1</sup>, D.V. Stepanov<sup>1</sup>, Ye.P. Chvertko<sup>1</sup>, N.M. Strelenko<sup>1</sup>, D.M. Vdovychenko<sup>2</sup>, I.M. Vdovychenko<sup>2</sup>

<sup>1</sup>National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute». 37 Beresteyskyi Ave., 03056, Kyiv, Ukraine

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

Wire-arc additive manufacturing is becoming widespread in industry due to the high productivity of forming the parts and the ability to build units using traditional welding equipment, such as power sources, wire feeders, gas supply systems, and torches. However, the problems associated with the mandatory need for additional machining of parts produced by arc additive surfacing methods, which, in turn, is caused by residual stresses and deformations in the part and significant surface roughness, remain relevant today. In addition to technological solutions, optimization of part forming processes requires solving a number of problems related to movement of the product and the welding tool during production. In general, such movements need to be performed in a multi-axis coordinate system and with sufficiently high accuracy, while the total movement may be a combined movement of the product and the tool. This paper describes in detail the process of developing multi-axis motion systems for arc additive surfacing units. In contrast to the use of robotic systems as manipulators, the units were built on the basis of universal equipment, which allowed significantly reducing its cost. The parameters required to perform the tasks of arc additive surfacing in shielding gases were achieved as a result of designing equipment that has been successfully tested for additive surfacing of web and flange parts. 6 Ref., 7 Fig.

*Keywords: welding, additive manufacturing, wire-arc additive manufacturing, MAG surfacing, unit*

Отримано 21.10.2024

Отримано у переглянутому вигляді 20.12.2024

Прийнято 19.02.2025

## РОБОЧЕ МІСЦЕ КОСМОНАВТА-ЗВАРНИКА ДЛЯ ЗВАРЮВАННЯ ОБ'ЄКТІВ НА ПОВЕРХНІ МІСЯЦЯ

Н.В. Піскун<sup>1</sup>, О.Р. Булацев<sup>1</sup>, В.А. Крюков<sup>1</sup>, Zeng Ruchuan<sup>2</sup>, Є.Г. Терновий<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: nadamova54@gmail.com

<sup>2</sup>Beijing Spacecrafts No.104, Youyi Road, Haidian District, Beijing, P.R.C., China. E-mail: ruchuan163@163.com

При освоєнні людиною Місяця актуальним є не тільки створення спеціалізованої електронно-променевої зварювальної апаратури, а й допоміжного обладнання, яким є робоче місце (РМ) космонавта-зварника. У статті описано робочий проєкт на виготовлення РМ космонавта-зварника, яке адаптовано для виконання електронно-променевого зварювання ручним інструментом на навколосезній орбіті та на поверхні Місяця. При розробці РМ враховувалися особливості поверхні Місяця і, в першу чергу, знижена гравітація в порівнянні з Землею, низька температура та наявність і дія місячного пилу (реголітів). Показано, що основними технічними характеристиками РМ космонавта-зварника є: транспортні габарити, масові характеристики, зона обслуговування, вибір конструкції шасі мобільного РМ, а також конкретний вибір електропривода та його живлення (автономне, сонячна батарея, акумулятор або бортова мережа космічної станції). За об'єкт для дослідження та розрахунків було взято типову конструкцію місячного модуля підприємства КБ «Південне». Запропоновано робоче місце космонавта-зварника, виконане у вигляді складеної «колиски», яке у транспортному положенні повинне займати мінімум місця та мати мінімальну вагу. Запропоновано та розглянуто декілька варіантів робочого місця космонавта-зварника за наступними параметрами: габарити в транспортному положенні, кількість рухливих елементів з погляду впливу місячного пилу, маса конструкції, зручність і простота переведення із транспортного положення в робоче. Проведено розрахунки необхідної ваги робочого місця космонавта-зварника для виконання робіт на поверхні Місяця. Наведено заходи, які забезпечують надійність роботи РМ у відкритому космосі та на поверхні Місяця. Бібліогр. 7, табл. 1, рис. 5.

*Ключові слова:* робоче місце, космонавт-зварник, електронно-променеве зварювання, космічне апаратобудування

**Вступ.** При освоєнні навколосезного простору та поверхні Місяця потрібно буде виконувати монтажні, а у ряді випадків і ремонтно-відновлювальні роботи. При цьому електронно-променеве зварювання є пріоритетним технологічним процесом при виготовленні конструкцій у космічному апаратобудуванні, який дозволяє створювати надійні з'єднання з гарантованою герметичністю без зниження їх міцності та зі збереженням масогабаритних характеристик [1]. В останні роки цей вид зварювання знов стає популярним серед дослідників [2].

Електронно-променевий інструмент нового покоління, створений в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України для виконання зварювання та споріднених процесів, спроможний працювати як в ручному (при виконанні робіт космонавтом-зварником), так і в роботизованому варіанті.

Існує багато ситуацій, коли без космонавта-дослідника не можна обійтися. Це – нестандартні ситуації, коли треба оцінити об'єм порушень і визначити методи проведення операції або виконання ремонтних робіт. Є велика кількість операцій (у першу чергу ремонтно-відновлюваних робіт або фіксації фрагментів великогабаритних конструкцій), до яких попередньо підготуватися складно

або неможливо. Крім того, вірогідним є виникнення надзвичайних ситуацій, які потребують термінових технологічних операцій, таких як різання, зварювання або паяння, при яких процес і об'єм операцій будуть визначатися космонавтом безпосередньо на місці виконання робіт.

При освоєнні Місяця велика увага приділяється створенню довготривалих місячних баз (ДМБ) та інфраструктурі для цих споруд. З урахуванням особливих фізичних умов на поверхні Місяця і, в першу чергу, надвисокого вакууму (до  $10^{-11}$  Па), необхідна герметичність конструкцій ДМБ може бути забезпечена за допомогою зварювання. Тому при освоєнні людиною Місяця створення спеціалізованої електронно-променевої зварювальної апаратури і допоміжного обладнання, яким є робоче місце (РМ) космонавта-зварника, є актуальним.

РМ оператора-зварника, що розроблено в ІЕЗ ім. Є.О. Патона, призначене для виконання технологічних і ремонтних операцій у процесі експлуатації модулів баз на поверхні Місяця. Воно необхідне для переміщення оператора до місця проведення робіт із обслуговування та ремонту оболонки космічного модуля з можливістю його підйому, нахилу та обертання навколо вертикальної осі [3].

Піскун Н.В. – <https://orcid.org/0000-0003-1459-2310>, Zeng Ruchuan – <https://orcid.org/0009-0000-4551-3641>,

Терновий Є.Г. – <https://orcid.org/0000-0002-4323-0944>

© Н.В. Піскун, О.Р. Булацев, В.А. Крюков, Zeng Ruchuan, Є.Г. Терновий, 2025

При виконанні робіт на навколосемній орбіті, яка має висоту близько 300 км, рух літаючого об'єкта супроводжується частими змінами дня і ночі – за кожні 90 хв польоту 45 хв людина знаходиться в темряві. При цьому актуальності набуває також адаптація людини до сонячних променів, яскравість яких збільшується вдвічі. Тому виникає необхідність створення штучного освітлення робочого місця космонавта-зварника при роботі в повній темряві.

**Мета** цієї роботи – створення робочого місця космонавта-зварника, яке відповідає сучасним вимогам до космічного обладнання, використовує сучасну елементну базу та нові матеріали.

Для досягнення цієї мети у відділі «Космічні технології» ІЕЗ ім. Є.О. Патона був розроблений робочий проєкт на виготовлення РМ космонавта-зварника, яке адаптовано для виконання електронно-променевого зварювання ручним інструментом на навколосемній орбіті чи на поверхні Місяця. При виконанні цих робіт враховувалися особливості поверхні Місяця і, в першу чергу, знижена гравітація у порівнянні з Землею, низька температура та наявність і дія місячного пилу.

**Створення робочого місця оператора-зварника.** Запропоновано концепцію: створити робоче місце космонавта – оператора-зварника, яке дає можливість комфортної роботи людині в скафандрі при виконанні вказаних робіт при монтажі конструкцій ДМБ та інших робіт.

При розробці РМ оператора-зварника виходили з умов, що необхідно буде зварювати елементи конструкції ДМБ діаметром 3000 мм, завдовжки 6000 мм і завтовшки 6 мм.

Основними технічними характеристиками РМ космонавта-зварника є: транспортні габарити, масові характеристики, зона обслуговування, вибір конструкції шасі мобільного РМ, а також конкретний вибір електропривода та його живлення (автономне, сонячна батарея, акумулятор або бортова мережа космічної станції). РМ повинно бути виконане у вигляді складеної конструкції, яка у транспортному положенні займає мінімальний об'єм при мінімальній вазі у залежності від вибраного матеріалу конструкції.

У даній роботі в якості об'єкта дослідження та розрахунків було взято типову конструкцію місячного модуля підприємства КБ «Південне». Модуль горизонтальної орієнтації являє собою зварну алюмінієву конструкцію з циліндричної оболонки, шпангоутів і торосферичних днищ. Зовнішній діаметр модуля дорівнює 3000 мм, а опори РМ мають можливість регулюватися по висоті на 100 мм.

На рис. 1 наведено загальний вигляд типової конструкції місячного модуля [4]. Для збільшення

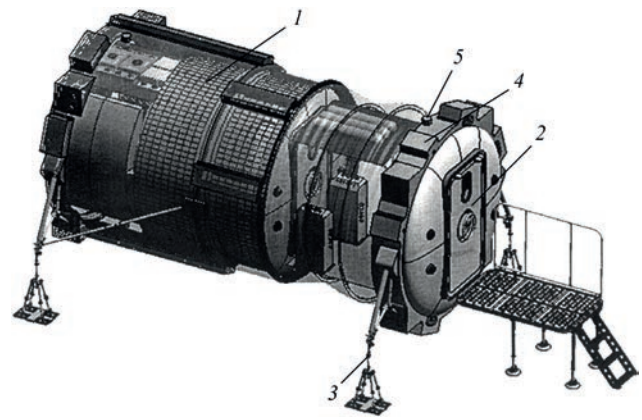


Рис. 1. Загальний вигляд типової конструкції місячного модуля горизонтальної орієнтації із захистом [4]: 1 – силова оболонка із зовнішнім покриттям; 2 – гермодвері; 3 – установочні опори; 4 – пристрій стикування; 5 – пристрій скидання тиску

величини руху по висоті опори мають можливість додаткового ручного регулювання (можливість збільшення руху на 100 мм). Послідовне з'єднання подібних блоків в одну конструкцію з різними призначеннями, такими як житлові та дослідницькі модулі, дозволяють створити базу, достатню для перебування людини на Місяці.

Враховуючи ці фактори, запропоновано та розглянуто кілька варіантів конструкцій РМ космонавта-зварника з дотриманням основних вимог: мінімальні габарити в транспортному положенні, обмежена кількість рухливих елементів, мінімальна маса конструкції завдяки вибраному термозміцненому алюмінієвому сплаву 2219 з тепловідбивним покриттям по всій поверхні конструкції [4, 5]. При цьому забезпечується зручність і простота переведення із транспортного положення в робоче. Зручність виконання технологічних робіт може бути забезпечена положенням оператора на різних позиціях маніпулятора: від мінімального нижнього положення до максимального верхнього. Забезпечується також можливість проміжних положень оператора, наприклад при роботі з усунення дефектів на поверхні модуля. У цьому варіанті положення оператора нахилене. З огляду на дію зниженої гравітації комфортність виконання технологічних робіт погіршується, для чого повинна виконуватися надійна фіксація оператора відносно робочого об'єкта.

При виконанні робіт на поверхні Місяця для здійснення процесу ручного електронно-променевого зварювання спеціалізоване РМ космонавта-зварника є одним із найскладніших завдань у загальному комплексі обладнання для роботи у космосі [6]. Вирішення цієї проблеми дасть можливість зафіксувати космонавта-зварника для точної координації складних рухів при зварюванні.

Довгострокова експлуатація та обслуговування такого складного й об'ємного обладнання вимагає

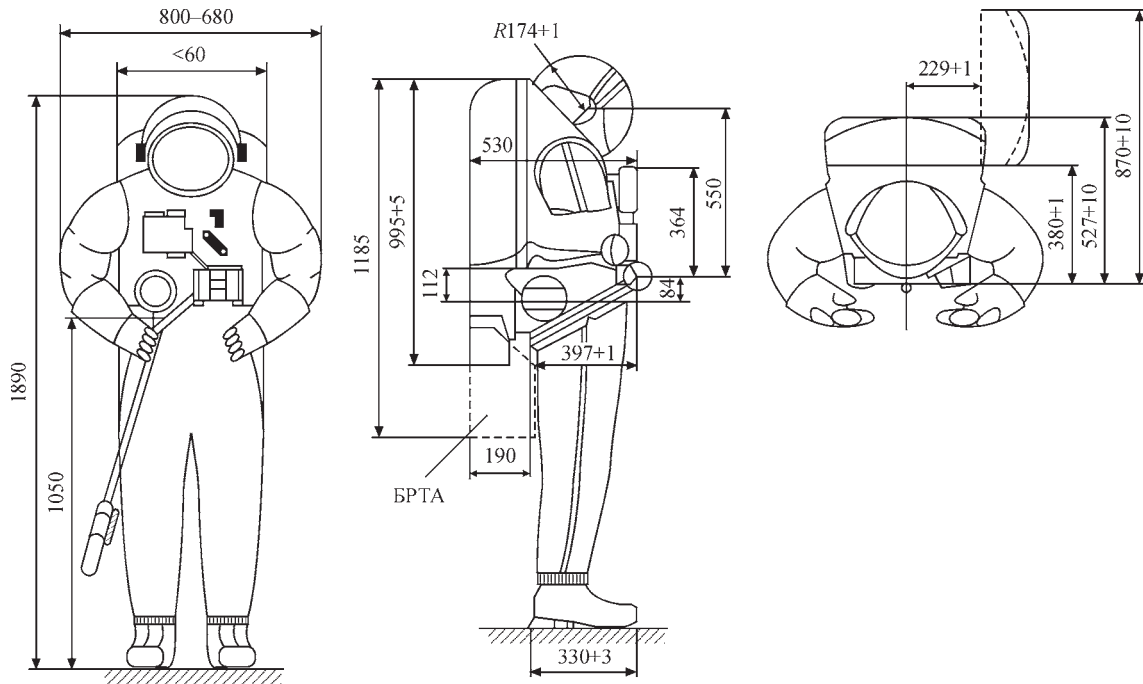


Рис. 2. Орієнтовні габарити космонавта в скафандрі

створення засобів монтажного і планово-попереджувального ремонту. Це може бути перфорація обичайки в результаті випадкового механічного впливу або від удару метеорита. Одним з основних елементів для вирішення цього завдання є створення зварювального інструмента та робочого місця зварника для усунення дефектів, що виникли у результаті цих явищ.

До технічних характеристик робочого місця оператора-зварника відносяться: транспортні габарити, масові характеристики, матеріал для виготовлення, зона обслуговування, вибір конструкції шасі мобільного робочого місця, а також конкретний вибір електропривода та його живлення [7].

На рис. 2 представлені орієнтовні габарити космонавта в скафандрі. Під ці дані була розроблена площадка зварника – «коліска». Розроблявся єдиний варіант «коліски», тому що цей пристрій безпосередньо пов'язаний з оператором-зварником і змінюватися не може.

Безпосередньо робоче місце виконане у вигляді складеної «коліски» (рис. 3). У транспортному положенні вона повинна займати мінімум місця та мати мінімальну вагу. Спеціальні захвати втримують фронтальну раму «коліски» в транспортному положенні та забезпечують фіксацію всіх елементів у такому вигляді. У робочому положенні захвати втримують бічні рами «коліски» у вертикальному положенні. На платформі робочого місця встановлено скобу для запобігання зісковзуванню ніг зварника під час нахилу робочого місця при роботі у верхній зоні. Нахил робочого місця на кут приблизно  $30^\circ$  забезпечується приводом тангажа, а

поворот робочого місця на кут  $\pm 15^\circ$  здійснюється приводом повороту. Обидва ці приводи розташовані на кінці другого важеля переміщення робочого місця.

На рис. 4 наведено проміжні перетворення «коліски» із транспортного положення в робоче. По-спідовно показано процес розкриття всіх елементів конструкції. Запірний поручень відкривається та закривається оператором-зварником у процесі входу в «коліску» поворотом рукоятки.

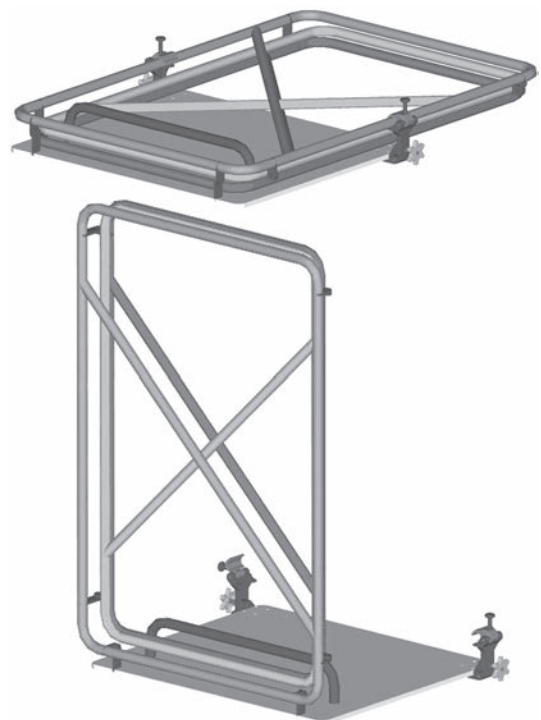


Рис. 3. «Коліска» в транспортному положенні

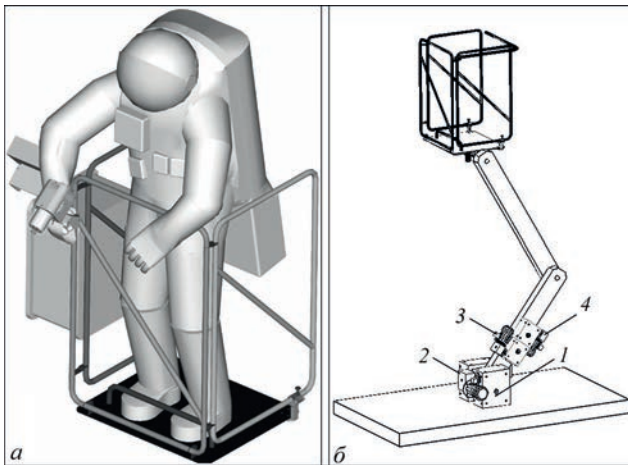


Рис. 4. Загальне компонування площадки оператора-зварника та розташування технологічного блоку з гніздом для інструмента та пультом керування в «колісці»: площадка оператора-зварника (а), маніпулятор з приводами 1, 2, 3, 4 (б)

**Варіанти виконання РМ космонавта-зварника.**

Було запропоновано та розглянуто декілька варіантів робочого місця космонавта-зварника за наступними параметрами: габарити в транспортному положенні, кількість рухливих елементів, маса конструкції, зручність і простота переведення із транспортного положення в робоче. Якість робіт зі зварювання значною мірою залежить від положення космонавта-зварника. Роботи зі зварювання виконуються людиною в скафандрі у вертикальному положенні. На рис. 5 наведено варіанти положення оператора при виконанні роботи з усунення дефектів на поверхні модуля, при цьому довелося нахилити оператора. З огляду на низьке значення гравітації це цілком можливо. Циліндр (зовнішній діаметр якого дорівнює 3000 мм) спирається на опори, що регулюються. Виходячи з цих вихідних даних, проводилася розробка технічних про-

позицій. Нахил робочого місця під кутом  $\sim 300^\circ$  забезпечується кроковим приводом, а робоче місце поворотом на кут  $\pm 150^\circ$  здійснюється приводом обертання.

Вказаний варіант має кращі показники з транспортного укладання пересувного робочого місця. Переміщення робочого місця повинне здійснюватися за допомогою чотириколісного візка з керованими упорами.

За результатами вибору варіантів робочого місця оператора було виготовлено 2D модель, в основу якої було покладено вказаний варіант. У деяких проміжних положеннях площадка оператора не мала можливості пройти повз зовнішню поверхню модуля.

Для того, щоби площадка пройшла, необхідно було переміщувати візок робочого місця, а такі дії неприпустимі, тому що візок повинен стояти на опорах домкратів під час роботи оператора на робочому місці. Це примусило зробити деякі зміни довжини та положення кріплення основи маніпулятора. Було перенесено кріплення основи маніпулятора в положення над віссю заднього колеса, довжину першого важеля збільшили до 1500 мм, а довжину другого важеля – до 1800 мм.

На рис. 5, е показано верхнє положення робочого місця, яке дає можливість обслуговувати верхню поверхню модуля. Ця модель дала можливість прослідкувати, як відбувається взаємодія оператора, робочого місця та корпусу модуля при переміщенні з нижньої точки до верхньої, які команди оператор повинен видавати з пульта управління на маніпулятор. У таблиці наведено нові розміри робочого місця оператора-зварника.

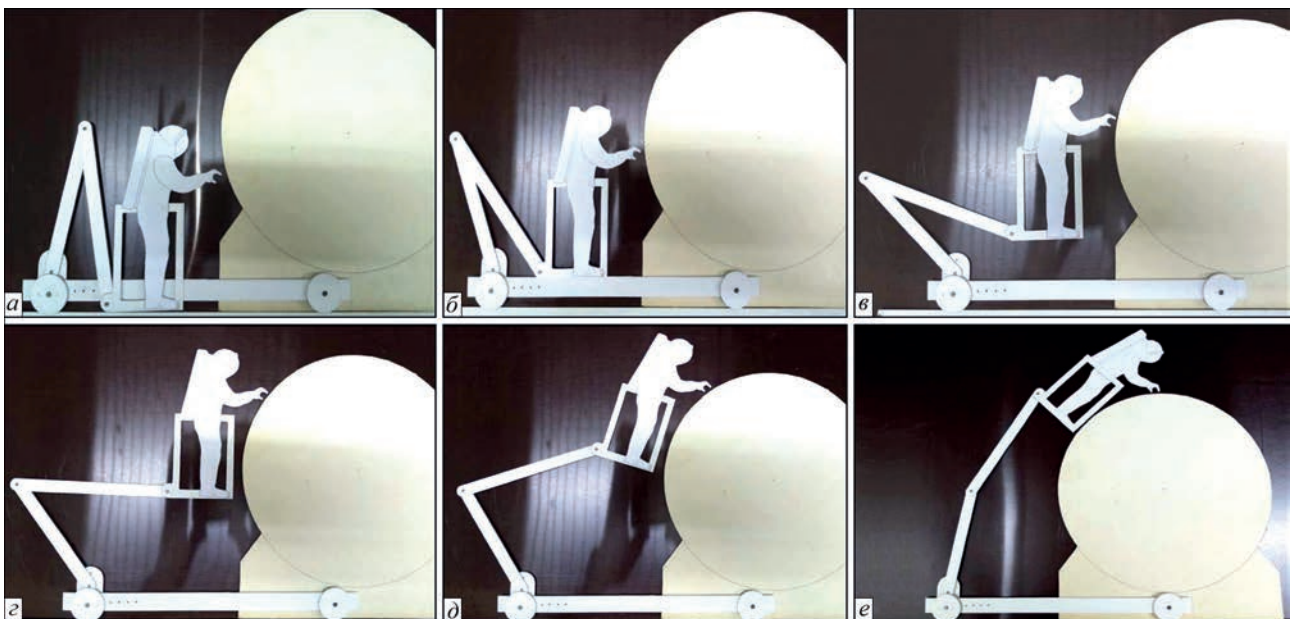


Рис. 5. Проміжні фази положення робочого місця під час обслуговування модуля

Розміри робочого місця оператора

Параметр	Величина, мм
База між колесами РМ	3000
Довжина першого важеля маніпулятора РМ	1500
Довжина другого важеля маніпулятора РМ	1800
Діаметр модуля	3000
Глибина площадки РМ	820
Висота площадки РМ	1060
Ширина візка РМ	220
Відстань між поверхню візка та віссю кріплення першого важеля	100

Пульт керування робочим місцем повинен мати наступні команди. Для візка: вперед, назад, вліво, вправо, опустити, підняти домкрати. Для маніпулятора робочого місця: вперед, назад, вгору, вниз, вліво, вправо, нахил, прямо, вихідне положення. Вихідне положення – це коли оператор знаходиться в самому нижньому положенні (рис. 5, а).

Наступним етапом робіт був вибір принципів розміщення та підбору приводів, які встановлюються на «руці» маніпулятора РМ (рис. 4, б). Було розглянуто кілька варіантів розміщення приводів. Приводи 1 і 2 повинні відповідати за переміщення площадки з оператором-зварником і блоками електроживлення та керування. Крім того, ці приводи відповідальні за переміщення самої конструкції робочого місця. Вага оператора-зварника в скафандрі – ~220 кг. Вага всіх блоків – ~25 кг. Вага конструкції робочого місця повинна бути ~130 кг. Тобто сумарна вага всіх елементів, які переміщуються в просторі, ~375 кг. На Місяці вага в 6 разів менша, ніж на Землі, тобто дорівнює ~62,5 кг. Відстань від центру кріплення першого шарніру до центру мас – ~2 м. Тоді момент, потрібний для переміщення оператора-зварника, дорівнює 125 кг·м. Приводи 1 і 2 мають момент до 165 кг·м, а приводи 3 і 4 – 40 кг·м. На етапі технічних пропозицій було обрано наступні приводи – мотор-редуктори NMRV 150/075 і NMRV 090/040.

Було розглянуто декілька варіантів розміщення приводів керування положенням «руки» маніпулятора, нахилом і поворотом РМ в основі візка. Найоптимальнішим є варіант маніпулятора РМ з розміщенням приводів керування положенням «руки» маніпулятора, нахилом і поворотом РМ в основі візка, що ще більше зменшує навантаження на маніпулятор і значно поліпшує його характеристики. Переміщувана вага в цьому варіанті найменша, а зона обслуговування більша, ніж у всіх інших.

Надійність РМ забезпечується наступними заходами:

– застосуванням перевіреної елементної бази з необхідними параметрами та характеристиками, що забезпечують їхню експлуатацію в умовах, які

мають місце на різних етапах наземної підготовки та при проведенні експерименту;

– забезпеченням якості виготовлення відповідно до діючої на підприємстві системи якості;

– використанням при проектно-конструкторських опрацюваннях необхідних коефіцієнтів безпеки;

– проведенням необхідного обсягу наземних експериментів, застосуванням прогресивних методик із використанням граничних режимів випробувань з імітацією умов, що мають місце в штатних і позаштатних ситуаціях.

**Висновки**

1. РМ оператора-зварника, яке призначене для виконання технологічних і ремонтних операцій у процесі експлуатації модулів станції на поверхні Місяця, є невідокремленою частиною обладнання для зварювання.

2. РМ оператора-зварника необхідне для розміщення оператора до місця проведення робіт із обслуговування та ремонту оболонки космічного модуля з можливістю його підйому, нахилу та обертання навколо вертикальної осі.

3. Розробка спеціалізованого РМ космонавта-зварника є одним із найскладніших завдань у загальному комплексі обладнання для роботи в космосі. Воно дає можливість зафіксувати космонавта-зварника, що необхідно для точної координації складних рухів, які забезпечують якісне та стабільне ручне електронно-променеве зварювання на орбіті чи на поверхні Місяця.

**Список літератури**

1. Патон Б.Є. (2023) Перспективи застосування зварювання в космосі. *Автоматичне зварювання*, 3, 1–15.
2. Інтернет ресурс <https://thinkorbital.com/news/launch-of-first-welding-system/>
3. Патон Б.Є., Гавриш С.С., Шулим В.Ф. и др. (2000) Ручные электронно-лучевые технологические работы в космосе. *Космос: Технологии, Материаловедение, Конструкции*. Сб. науч. тр. под ред. акад. Б.Е. Патона. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, сс. 191–215.
4. Degtyarev, A.V., Lobanov, L.M., Kushnar'ov, A.P. et al. (2020) On possibilities for development of the common-sense concept of habitats beyond the Earth. *Acta Astronautica*, Vol. 170, 487–498. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actaastro.2020.02.014>
5. Paton, B.E. et al. (1999) Device for manual electron beam processing of materials in Space. United States, Pat. № 5,869,801.
6. Hlushak, S.O. (2023) Evolution of electron beam hardware for welding in Space. *The Paton Welding J.*, 8, 78–84. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2023.08.11>
7. Патон Б.Є., Булацев О.Р., Перепеченко Б.І. та ін. (2000) Пристрій робочої станції для проведення експериментів у космосі. Патент на винахід № 95020653. Опубл. 15.09.2000., Бюл. № 14.

**References**

1. Paton, B.E. (2023) Prospects for the application of welding in Space. *Avtomatychne Zvaryuvannya*, 3, 1–15 [in Ukrainian].

2. <https://thinkorbital.com/news/launch-of-first-welding-system/>
3. Paton, B.E., Gavrish, S.S., Shulim, V.F. et al. (2000) Manual electron beam technological work in space. In: *Space: Technologies, Materials Science, Structures*. Ed. by B.E. Paton, Kyiv, PWI, 191–215 [in Russian].
4. Degtyarev, A.V., Lobanov, L.M., Kushnaryov, A.P. et al. (2020) On possibilities for development of the common-sense concept of habitats beyond the Earth. *Acta Astronautica*, **170**, 487–498. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actastro.2020.02.014>
5. Paton, B.E. et al. (1999) Device for manual electron beam processing of materials in Space. United States, Pat. № 5,869,801.
6. Hlushak, S.O. (2023) Evolution of electron beam hardware for welding in Space. *The Paton Welding J.*, **8**, 78–84. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2023.08.11>
7. Paton, B.E., Bulatsev, O.R., Perepechenko, B.I. et al. (2000) Device of the work station for conducting experiments in Space. Patent on invention 95020653, Publ. 15.09.2000

## WORKPLACE OF A COSMONAUT-WELDER FOR WELDING OF OBJECTS ON THE SURFACE OF THE MOON

N.V. Piskun<sup>1</sup>, O.R. Bulatsev<sup>1</sup>, V.A. Kryukov<sup>1</sup>, Zeng Ruchuan<sup>2</sup>, Ye.H. Ternovy<sup>1</sup>

<sup>1</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.  
E-mail: nadamova54@gmail.com

<sup>2</sup>Beijing Spacecrafts No.104, Youyi Road, Haidian District, Beijing, P.R.C., China. E-mail: ruchuan163@163.com

When man explores the Moon, not only the creation of specialized electron beam welding equipment, but also of auxiliary equipment, which is the workplace (WP) of a cosmonaut-welder, is very relevant. The paper describes the working project for the manufacture of the cosmonaut-welder workplace. The workplace of a cosmonaut-welder presented in the work is adapted for performing electron beam welding with the hand tool in the Earth orbit and on the surface of the Moon. Development of the WP took into account the peculiarities of the surface of the Moon and, first of all, the reduced gravity compared to the Earth, low temperature, and the presence and effect of lunar dust (regolith). It is shown that the main technical characteristics of the cosmonaut-welder WP are as follows: transport dimensions, weight characteristics, service area, selection of the chassis design of the mobile WP, as well as the specific selection of the electric drive and its power source (autonomous, solar battery, battery or onboard network of the space station). The object of research and calculations was a typical design of a lunar module of the DB «Yuzhnoje» enterprise. The proposed workplace of the cosmonaut-welder is made in the form of a folded «cradle». In the transport position, it should take up a minimal space and have a minimal weight. Several variants of the cosmonaut-welder workplace are proposed and considered according to the following parameters: dimensions in the transport position, number of moving elements from the point of view of the influence of lunar dust – regoliths, the weight of the structure, convenience and ease of transfer from the transport position to the working position. Calculations of the weight of the cosmonaut-welder workplace required for performing the work on the surface of the Moon have been carried out. The measures that ensure reliable operation of the cosmonaut-welder workplace in open space and on the surface of the Moon are given. 7 Ref., табл. 1 Tabl., 5 Fig.

*Keywords: workplace, cosmonaut-welder, electron beam welding, spacecraft engineering*

Отримано 27.09.2024

Отримано у переглянутому вигляді 30.10.2024

Прийнято 07.01.2025

### 3D ДРУК ДЕТАЛЕЙ З РІЗНИХ КОМБІНАЦІЙ МЕТАЛІВ

Ця нова технологія стала неабияким досягненням для машинобудування та автомобілебудування. Винахідникам вдалося бездоганно міцно поєднати в одній деталі сталь і алюміній.

Дослідники зробили значний прорив у галузі 3D друку металів, розробивши технологію створення легких і міцних багатокомпонентних деталей.

Вченим вдалося успішно об'єднати в одній деталі сталь і алюміній, що раніше вважалося складним завданням через ризик утворення крихких з'єднань різних металів.

Ключем до успіху стала лазерна порошкова плавка Laser Powder Bed Fusion (L-PBF) — одна з найпоширеніших технологій 3D друку металів. Вчені виявили, що збільшення швидкості сканування лазера під час друку значно знижує ймовірність утворення слабких місць у матеріалі. Це пов'язано з тим, що при високій швидкості сканування метали тверднуть швидше, і це зменшує час на утворення тендітних інтерметалічних сполук.

Використовуючи цю технологію, дослідники створили прототип стійкої підвіски автомобіля, що складається зі сталі та алюмінію. Ця деталь має високу міцність і при цьому значно легша за традиційні аналоги.

Це досягнення відкриває нові перспективи для автомобільної промисловості. Завдяки 3D друку можна створювати деталі з унікальною геометрією, що дасть змогу оптимізувати конструкцію автомобілів і знизити їхню вагу. Крім того, нова технологія дасть змогу виробляти екологічно чистіші транспортні засоби, оскільки 3D друк дає змогу скоротити кількість відходів виробництва.

Вчені планують продовжити дослідження та застосувати розроблену технологію до інших комбінацій металів. Це дасть змогу розширити сферу застосування 3D друку в різних галузях промисловості.



## Ю.М. ЛАНКІНУ — 90!



2 лютого 2025 р. відомому вченому з автоматизації зварювальних процесів, доктору технічних наук, головному науковому співробітнику Ланкіну Юрію Миколайовичу виповнилося 90 років. Вся трудова та наукова діяльність Юрія Миколайовича пов'язана з Інститутом електрозварювання ім. Є.О. Патона, куди його було прийнято після закінчення в 1958 р. електротехнічного факультету Київського політехнічного інституту. Він пройшов шлях від інженера до керівника наукового відділу. Його першим і постійним керівником був директор ІЕЗ Б.Є. Патон. Основним напрямком наукової діяльності Ю.М. Ланкіна є дослідження процесів зварювання, нанесення покриттів та переплаву як об'єктів автоматичного регулювання, розробка систем автоматичного регулювання та управління цими процесами, розробка систем автоматизації наукових досліджень. Ю.М. Ланкін провів значну дослідницьку роботу з автоматичного регулювання режимів і стабілізації якості з'єднань точкового та шовного зварювання, що було основою його кандидатської дисертації, яку він захистив у 1963 р. У тому ж році він очолив роботи з автоматизації процесів електронно-променевої технології, високочастотного зварювання та створення апаратури для проведення фізичних експериментів зі зварювання у космосі. Ю.М. Ланкіним

розроблено теорію розрахунку та створено перші автоматичні регулятори електричних параметрів контактного зварювання, системи автоматичного управління та контролю установки «Вулкан» для першого в світі експеримента зі зварювання в космосі, а також автоматичні регулятори, системи управління та телеметричні перетворювачі для електронно-променевої установки зондування іоносфери Землі за програмами «Зарниця» та «Аракс». У 1974–1975 рр. Ю.М. Ланкін очолив колектив спеціалістів, відповідальних за передстартову підготовку та штатну роботу прискорювачів під час радянсько-французького експерименту «Аракс» на острові Кергелен.

Юрій Миколайович провів велику теоретичну та експериментальну роботу із синтезу систем автоматичного регулювання для управління процесом електронно-променевого зварювання, що були основою його докторської дисертації, яку він захистив у 1983 р. Він очолював роботи зі створення систем автоматичного управління процесами електронно-променевого нанесення покриттів і переплаву, електродугового та високочастотного наплавлення, електрошлакового переплаву. Ю.М. Ланкін і відділ, який він очолював, розробили та впровадили у виробництво сучасні системи управління для різних видів зварювання. Це такі розробки як: автоматичні регулятори енергетичних параметрів режимів зварювання для автомобілебудування та трубної промисловості; системи наведення та автоматичного спрямування електронного променя по стику; датчики, комп'ютерні телевізійні системи для відеоконтролю та регулювання рівня рідкого металу для установок електронно-променевого зварювання та переплаву; системи для наплавлення клапанів двигунів внутрішнього згоряння; системи автоматизації процесів електрошлакового зварювання та переплаву виробів великих товщин для підприємств України, США, Польщі та КНР.

Юрій Миколайович є членом спеціалізованої ученої ради ІЕЗ ім. Є.О. Патона та НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» із захисту дисертацій та членом редколегії журналу «Автоматичне зварювання». Ю.М. Ланкін є автором більш ніж 250 публікацій та 50 авторських свідоцтв і патентів.

*Колектив ІЕЗ ім. Є.О. Патона та редколегія журналу щиро вітають Юрія Миколайовича з ювілеєм і бажають йому міцного здоров'я та нових творчих успіхів!*

## 50 РОКІВ ЕКСПЕРИМЕНТУ «АРАКС». ЗОНДУВАННЯ ІОНОСФЕРИ ТА МАГНІТОСФЕРИ ЗЕМЛІ ПОТУЖНИМ ЕЛЕКТРОННИМ ПУЧКОМ

Початок активного освоєння навколосезного простору у сімдесяті роки минулого століття ознаменувався успішною реалізацією низки міжнародних дослідницьких проєктів, які стали можливими у період короткострокової розрядки міжнародної напруженості. Завдяки домовленостям між СРСР і США активізувалося науково-технічне співробітництво між країнами двох протиборчих таборів, зокрема у сфері космічних досліджень. Підписання договорів щодо обмеження систем протиракетної оборони та стратегічних озброєнь створило можливість для проведення спільних експериментів у сфері мирного освоєння космосу, серед яких найбільш показовими можна вважати історичну радянсько-американську місію «Союз-Аполлон», в ході якої виконано стикування та спільний пілотований політ космічних кораблів обох наддержав, а також радянсько-французький (за участі США) експеримент «АРАКС», присвячений вивченню фізичних процесів у іоносфері Землі, зокрема тих, що супроводжуються полярними сяйвами [1–4].

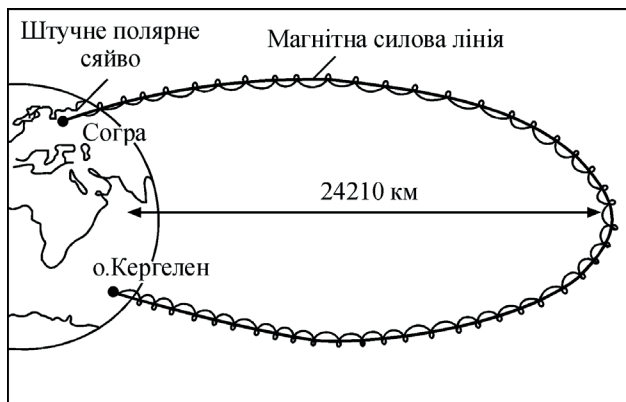
Задум експерименту «АРАКС» (Artificial Radiation and Aurora at Kergelen and Sogra) окрім наукових цілей, які полягали у дослідженні взаємодії високоенергетичних частинок із земним магнітним полем та атмосферою, перевірки теоретичних моделей та гіпотез фізики плазми, мав на меті також суто практичні завдання. Це, зокрема, відпрацювання конструкції потужних джерел енергії, систем управління, автоматики та збору даних в умовах екстремальних впливів космічного середовища, натурні дослідження процесів надзвукового обтікання космічного апарату розрідженою плазмою іоносфери Землі та електризації елементів корпусу до високих потенціалів, здатних перешкоджати штатному функціонуванню бортової електронної апаратури включно з її пошкодженнями та виходом з ладу. Привабливою рисою експерименту була також естетична складова, відображена в його назві, а саме створення штучного полярного сяйва.

Суть експерименту полягала в інжекції у магнітосферу Землі електронного пучка, що генерується електронно-променевою гарматою (бетатроном), для вивчення динаміки руху електронів у магнітному полі Землі та їх взаємодії з іоносферою. На відміну від пасивних методів, коли досліджуються ті чи інші явища незалежного (від дослідника) похо-



дження, у даному випадку мав місце активний космічний експеримент, який полягав у спрямованому впливі на об'єкт дослідження з контрольованими параметрами та подальшим аналізом отриманих результатів, як це відбувається в наземних лабораторіях. Серед безлічі лабораторних і пасивних експериментів, які проводяться за даною тематикою, у світовій практиці кількість саме активних досліджень до цього часу є досить обмеженою. Зокрема, з жовтня 1974 р. проведено серії американських активних експериментів EXCEDE [5], Echo [6–8], експерименти Spacelab 1 (1983) [9], Atlas-1 (1992) [10, 11] та Veam-PIE (2023) [12], американо-японські Charge-2 (1985) [13], SEPAC [14] та ін.

Активний експеримент «АРАКС» фактично був першим (січень-лютий 1975 р.) подібним успішним дослідженням з технічними характеристиками бортової апаратури, які вдалося повторити практично через півстоліття. Ініціаторами проєкту були д.ф.-м.н. І.О. Жулін (Інститут земного магнетизму та розповсюдження хвиль в атмосфері, СРСР) і проф. Ф. Камбу (Центр з вивчення випромінювання (CESR), Тулуза, Франція). Головні наукові установи, що брали участь у проєкті: у Франції – Національний центр з дослідження космічного простору (CNES), м. Тулуза; Центр з вивчення випромінювання (CESR), м. Тулуза; Група дослідження іоносфери (GRI), м. Сен-Мор-де-Фоссе; в СРСР – Інститут космічних досліджень, м. Москва; Інститут земного магнетизму та розповсюдження хвиль в атмосфері, м. Москва; Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона АН УРСР, м. Київ; Інститут електродинаміки АН УРСР, м. Київ; Інститут атомної енергії ім. Курчатова, м. Москва. Абревіатура АРАКС є співзвучною назві річки Аракс у Вірменії, де вперше було досягнуто угоду про проведення цього експерименту.



Згідно з планом експерименту необхідно було обрати пару магнітно-пов'язаних точок, здійснити пуск ракети по балістичній траєкторії, згенерувати в одній з точок пучок бета-частинок (електронів) і виконати реєстрацію очікуваних фізичних ефектів наземними, авіаційними та космічними засобами.

У якості магнітно-пов'язаних точок на суші було обрано унікальну пару – на острові Кергелен (Франція, Південна частина Індійського океану) та біля населеного пункту Согра (Архангельська область, СРСР). Обидві точки знаходяться на суші та розташовані у високих широтах різних півкуль на відстані більш ніж 12600 км одна від одної.

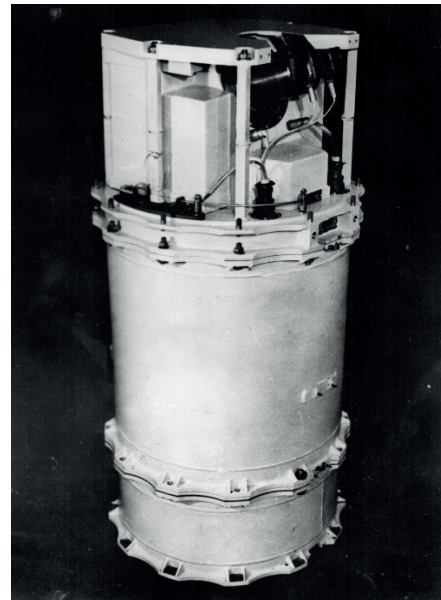
Електронний пучок, що генерується прискорювачем у районі о. Кергелен, мав розповсюдитися вздовж силової лінії на північ і в районі Архангельської області, входячи в щільні шари атмосфери, проявити себе як «збурювач спокою» середовища. Частково плазма, відбившись у північній півкулі, мала повернутися до місця старту практично повторюючи початкову траєкторію.

Запуск експериментального обладнання виконувався французькою ракетою «Ерідан», останній ступінь якої містив дві експериментальні системи, що взаємодіяли одна з одною: електронно-променевою гарматою, пристрої непрямої зміни потенціалу, детектори потоку частинок та відокремлюваний конус, що відкидався зі швидкістю  $40 \text{ м/с}^{-1}$  від головної частини ракети. На цьому конусі були розміщені антени, що призначені для виявлення радіохвиль, створених електронним променем при його взаємодії з іоносферою.

Для проведення експерименту були створені наземні вимірювальні стенди. При цьому важливе значення мали оптичні та радарні вимірювання в Північній напівкулі, у магнітно-пов'язаній точці з о. Кергелен, а також наднизькі та надвисокі частотні вимірювання в обох точках. До того ж, безпосередньо перед пуском ракети «Ерідан» над о. Кергелен на висоті  $\sim 80 \text{ км}$  на парашутах розміщувались рентгенівські датчики, доставлені туди ракетою «Areas». Рентгенівський експе-

римент проводився Х'юстонським університетом (США).

Досвід розробки електронно-променевої апаратури, що розміщувалась на ракетах і супутниках, дозволив ІЕЗ і ІЕД створити для «ARAKS» прискорювач електронів, що має рекордні характеристики. Куратором проекту «ARAKS» в ІЕЗ був Д.А. Дудко. Основне керівництво за напрямками робіт здійснювали: О.К. Назаренко – електронно-променева гармата; В.Д. Шелягін – високовольтне джерело живлення; Ю.М. Ланкін – електроніка та автоматика; В.С. Патон – конструювання.



За основними технологічними параметрами прискорювач (бетатрон) апарату «ARAKS» був аналогічним одній із кращих промислових електронно-променевих зварювальних установок тих років У-250 А з гарматою У-530, тобто забезпечував потужність пучка 15 кВт, дозволяв працювати в імпульсному режимі, забезпечував відхилення електронного пучка на кути до  $\pm 90^\circ$ . Габаритно-вагові характеристики та надійність прискорювача перевищували відповідні параметри будь-якого відомого на той час наземного обладнання. Так, вага прискорювача «ARAKS» без акумуляторної батареї складала 120 кг, а об'єм –  $0,2 \text{ м}^3$ , що в 17 разів за вагою та в 20 разів за об'ємом менше, ніж у У-250 А, який було виконано на електронних лампах.

Цього вдалося досягти завдяки високому фаховому рівню співробітників ІЕЗ ім. Є.О. Патона та їх досвіду в розробці та практичному використанні потужної електронно-променевої апаратури та технологій у дослідженнях процесів вакуумного зварювання, переплаву, напилення тощо [15, 16]. Зокрема, зварювальна установка «Вулкан» успішно відпрацювала в космосі під час першого в сві-

ті експерименту зі зварювання в космосі на кораблі «Союз-6» 16 жовтня 1969 р. В експерименті «ARAKS» було застосовано спеціально розроблене потужне інверторне транзисторне джерело живлення електронно-променевої гармати, високовольтний секціонований випрямляч на напівпровідникових діодах, системи управління та автоматичного регулювання на транзисторах та інтегральних мікросхемах, що тільки з'явилися в той час.

До того ж, прискорювач «ARAKS» відповідав усім вимогам, що висувалися до космічної апаратури: діапазон робочих температур, вібро- та ударостійкість, рівень генеруємих радіозавад, надійність тощо, що підтверджено численними наземними випробуваннями в СРСР і Франції.

Прискорювач «ARAKS», створений на початку 70-х років минулого століття, набагато випередив свій час. Інверторні джерела живлення на транзисторах для електронно-променевого зварювання з подібними характеристиками з'явилися лише на самому початку нового тисячоліття. А для використання в космосі прискорювачі з подібними характеристиками вдалося створити лише у 2023 р., наприклад в рамках проекту Veam-PIE.

Після закінчення всіх наземних випробувань у жовтні 1974 р. учасники частини експедиції з СРСР за програмою «ARAKS» вилетіли літаком з Москви із зупинками в Дар-ес-Саламі (Танзанія), Антананаріву (Мадагаскар) і Сен-Дені (о. Реюньон, Франція). Звідти разом із членами французької експедиції, які приєдналися до них, 30 жовтня на теплоході «Аничков», що прибув з усім науковим обладнанням, відпливли на о. Кергелен, куди прибули 4 листопада.



До складу експедиції входили співробітники ІЕЗ Ю.М. Ланкін, Є.М. Байштрук, В.К. Мохнач і Ю.В. Непорожній, співробітник ІЕД Г.Ф. Пазєєв. Слід нагадати, що віддаленість о. Кергелен від найближчої материкової суші (Антарктида) складає біля двох тисяч кілометрів, а від африканського континенту – більше трьох тисяч кілометрів.

Така віддаленість і наявність лише морського сполучення висували жорсткі вимоги щодо організаційних аспектів, надійності обладнання, вимагали ретельного та детально продуманого планування експедиції в цілому, злагоджених дій всіх учасників команди.

Три місяці пішло на облаштування, монтаж, налагодження та випробування всього комплексу обладнання «ARAKS». І нарешті, коли 26 січня 1975 р. на о. Кергелен і в Архангельській області одночасно створилися сприятливі погодні умови для проведення експерименту, відбувся перший запуск ракети «Ерідан» за програмою «ARAKS».

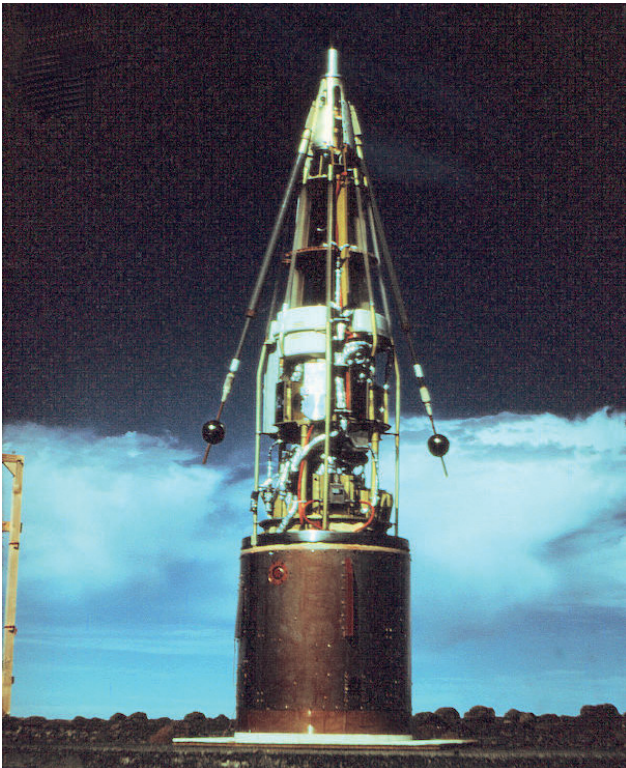
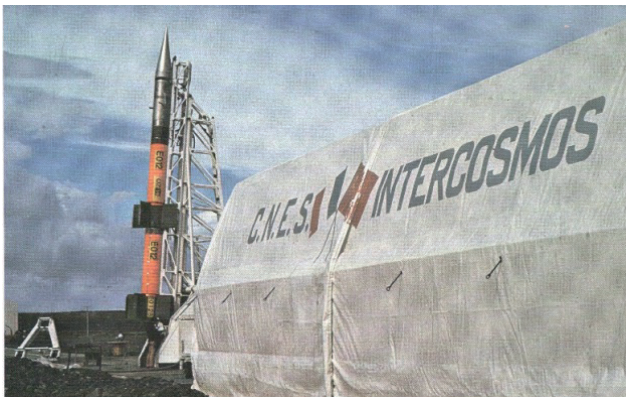
Обов'язки по синхронізації всіх апаратних складових експерименту, бортових і наземних, розташованих в різних півкулях нашої планети, а також команду на пуск ракети було покладено на Ю.М. Ланкіна. Ракета летіла на Північ за магнітним меридіаном по балістичній кривій на висоту  $\sim 200$  км. Електронно-променева гармата інжектувала в магнітосферу модульований в часі за складною програмою струм (0,5 А) високої енергії (15 і 27 кВ) з різними кутами відносно осі ракети ( $-70^\circ$ , 0,  $+70^\circ$ ). Носовий конус відокремлювався на велику відстань ( $\sim 10$  км) попереду ракети. Він був обладнаний радіоприймачами, перемикачами частоти від 0 до 5 МГц для вивчення випромінювання від взаємодії електронного пучка з іоносферою. У магнітно-пов'язаній точці (Архангельська область) проводилися оптичні та радіолокаційні спостереження за електронним пучком.

Другий запуск відбувся 15 лютого 1975 р. На відміну від першого запуск було здійснено на Схід, відхилення пучка електронів відносно осі ракети складало  $-30^\circ$ , 0,  $+70^\circ$ .

Інжектор електронів спрацював за повною програмою і, будучи головним науковим приладом на борту, в основному забезпечив успіх всього експерименту. Електронний пучок, інжектуючий на о. Кергелен, пройшовши більше 10000 км, викликав у магнітно-пов'язаній точці в Архангельській області штучне північне сяйво, зафіксоване радаром. Отримано радіовипромінювання в СВЧ діапазоні при взаємодії електронного пучка з іоносферною плазмою. Здійснено перехоплення пучка, магнітно відбитого від пов'язаної точки, а також від атмосфери при інжекції пучка вниз до Землі.

Аналіз телеметричної інформації показав, що обидва запуски ракети «Ерідан» пройшли успішно. Усі вітчизняні та більшість французьких приладів працювали нормально та виконали намічену програму.

Проект «ARAKS» зробив видатний внесок у фізику плазми (виникнення нестійкості плазми в



необмеженому просторі, викликане електронним пучком), а також у геофізику (топографія геомагнітних полів тощо). Отримано цінну наукову інформацію щодо процесів інжекції, взаємодії інжектваного пучка з навколишнім середовищем і струменем цезієвої плазми, що призначалася для компенсації позитивного заряду тіла ракети, що виникає при ухиланні високоенергетичних електронів від прискорювача. При цьому виявлено нові ефекти, які не очікували раніше. Зокрема, отримано цікаві дані про виникнення та розвиток нестійкості плазми, тобто про процеси, що мають



кардинальний інтерес для проблеми керованих термоядерних реакцій.

З практичної точки зору розуміння фізики взаємодії хвиль і частинок може мати в близькій перспективі дуже важливі дещо екзотичні застосування, такі як передбачення землетрусів, відновлення радіаційних поясів з метою захисту біосфери.

### Список літератури

1. (2000) *Космос: технологии, материаловедение, конструкции*. Сб. науч. тр. Патон Б.Е. (ред), Киев, ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины.
2. Gendrin, R. (1974) The French-Soviet «ARAKS» experiment. *Space Sci. Rev.*, **15**, 905–931. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF00241068>
3. Cambou, F., Lavernat, J., Migulin, V.V., Morozov, A.I., Paton et al. (1978) ARAKS – Controlled or puzzling experiment? *Nature*, **271**, 723–726. DOI: <https://doi.org/10.1038/271723a0>
4. Cambou, F., Dokoukine, V.S., Lavernat, J. et al. (1980) General description of the ARAKS experiments. *Ann. Geophys.*, **36**, 271–284.
5. McNutt, R.L.Jr., Rieder, R.J., Keneshea, T.J. et al. (1995) Energy Deposition in the Upper Atmosphere in the EXCEDE III Experiment *Advanced Space Research*, **15**(12). 13–16. DOI: [https://doi.org/10.1016/0273-1177\(95\)00002-V](https://doi.org/10.1016/0273-1177(95)00002-V)
6. Hendrickson, R.A., McEntire, R.W., Winckler, J.R. (1975) Echo I: an experimental analysis of local effects and conjugate return echoes from an electron beam injected into the magnetosphere by a sounding rocket. *Planet. Space Sci.*, **23**, 1431. DOI: [https://doi.org/10.1016/0032-0633\(75\)90039-2](https://doi.org/10.1016/0032-0633(75)90039-2)
7. Winckler, J.R., Arnoldy, R.L., Hendrickson, R.A. (1975) Echo II: A study of electron beams injected into a high-latitude ionosphere from a large sounding rocket. *J. Geophys. Res.*, **80**, 2083–2088. DOI: <https://doi.org/10.1029/JA080i016p02083>
8. Hendrickson, R.A., Winckler, J.R., Arnoldy, R.L. (1976) Echo III: the study of electric and magnetic fields with conjugate echoes from artificial electron beams injected into the auroral zone ionosphere. *Geophysical Research Letters*, **3**, 409–412. DOI: <https://doi.org/10.1029/GL003i007p00409>
9. Sasaki, S., Kawashima, N., Kuriki, K. et al. (1986) Vehicle charging observed in SEPAC Spacelab-1 experiment. *J. Spacecraft Rockets*, **23**, 194–199. DOI: <https://doi.org/10.2514/3.25801>
10. Burch, J.L., Mende, S.B. et al. (1993) Artificial Auroras in the upper atmosphere: 1. Electron beam injections. *Geophysical Research Letters*, **20**(6), 491–494. DOI: <https://doi.org/10.1029/93GL00595>
11. Mende, S.B., Burch, J.L. et al. (1993) Artificial Auroras in the upper atmosphere: 2. Imaging results. *Geophysical Research Letters*, **20**(6), 495–498. DOI: <https://doi.org/10.1029/93GL00594>
12. Reeves, G.D., Delzanno, G.L. et al. (2020) The Beam Plasma Interactions Experiment: An Active Experiment Using Pulsed Electron Beams. *Front. Astron. Space Sci.*, **7**:23. DOI: <https://doi.org/10.3389/fspas.2020.00023>
13. Sasaki, S., Oyama, K.I., Kawashima, N., Obayashi, T. et al. (1988) Tethered rocket experiment (CHARGE-2) initial results on electrodynamics. *Radio Sci.*, **23**, 975–988. DOI: <https://doi.org/10.1029/RS023i006p00975>
14. Obayashi, T. et al. (1982) Space Experiments with Particle Accelerators (SEPAC). In: Grandal, B. (eds) *Artificial Particle Beams in Space Plasma Studies*. NATO Advanced Study Institutes Series, vol. 79. Springer, Boston, MA. DOI: [https://doi.org/10.1007/978-1-4684-4223-6\\_44](https://doi.org/10.1007/978-1-4684-4223-6_44)
15. Назаренко О.К. (1965) *Електронно-лучевая сварка*. Киев, Наукова думка.
16. Патон Б.Е., Назаренко О.К. и др. (1971) Особенности аппаратуры и процессов электронно-лучевой сварки и резки в условиях космоса. *Автоматическая сварка*, **3**, 3–8.

Учасник експерименту д.т.н. Юрій Ланкін