

З АВТОМАТИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ 4 2025

«Автоматичне зварювання»

«Avtomatychne Zvaryuvannya» (Automatic Welding)

Видається з 1948 р.

www.patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as

Published since 1948

ЗМІСТ

НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

Лобанов, Л.М., Пашин М.О., Міходуй О.Л., Тимошенко О.М. Електродинамічна обробка для регулювання залишкових напружень у зварних з'єднаннях із легких жароміцних сплавів і аустенітної сталі 3

Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Петриченко І.К., Радченко Л.М., Руханський С.Б. Зварювання у вузький зазор магнітокерованою дугою титанового сплаву ПТ-3В 11

Сисоєв М.О., Нестеренков В.М., Бондар В.М., Кисла Г.П. Вплив режимів електронно-променевої обробки порошкових заготовок зі сплаву ВК8 на формування мікроструктури та властивостей спечених виробів 18

Махненко О.О., Костеневич О.С., Махненко О.В. Математичне моделювання теплових процесів при зварюванні тертям з перемішуванням легких сплавів на основі магнію 25

ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

Колісниченко О.В., Коржик В.М., Senderowski С., Строгонов Д.В., Ганущак О.В., Терещенко О.С. Вплив імпульсно-плазмової обробки на зносостійкість поверхневих шарів сталі 40Х 33

Дмитрик В.В., Чень Сінлей. Вплив структурно-фазового стану на властивості зварних з'єднань паропроводів 40

Онищенко П.І., Козулін С.М. Електрошлакове зварювання сталі 09Г2С малої товщини 47

Кусков Ю.М., Шевченко В.Ю., Нетяга А.В., Білий О.І. Електрошлакове наплавлення в струмопровідному кристалізаторі з електромагнітним обертанням шлакової ванни 54

Коротинський О.Є., Жерносеков А.М., Вертецька І.В. Формувач зварювального струму на базі однофазного індуктора 61

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Lobanov L.M., Pashchyn M.O., Mikhodui O.L., Tymoshenko O.M. Electrodynamic treatment to control residual stresses in welded joints made of light heat-resistant alloys and austenitic steel..... 3

Akhonin S.V., Bilous V.Yu., Selin R.V., Petrichenko I.K., Radchenko L.M., Rukhansky S.B. Narrow gap welding of titanium alloy PT3V with a control magnetic field 11

Sysoiev M.O., Nesterenkov V.M., Bondar V.M., Kysla H.P. The effect of modes of electron beam processing of powder blanks from VK8 alloy on formation of the microstructure and properties of sintered products 18

Makhnenko O.O., Kostenevych O.S., Makhnenko O.V. Mathematical modeling of thermal processes in friction stir welding of light alloys based on magnesium 25

INDUSTRIAL

Kolisnichenko O.V., Korzhyk V.M., Senderowski C., Strogonov D.V., Hanushchak O.V., Tereshchenko O.S. Influence of pulse plasma treatment on wear resistance of 40Kh steel surface layers 33

Dmitrik V.V., Chen Xinlei. Influence of the structural phase state on the properties of welded joints of steam pipelines 40

Onyshchenko P.I., Kozulin S.M. Electroslag welding of 09G2S steel of small thickness 47

Kuskov Yu.M., Shevchenko V.Yu., Netyaga A.V., Bilyi O.I. Electroslag surfacing in a current-carrying mould with electromagnetic rotation of the slag bath..... 54

Korotynskiy O.Ye., Zhernosekov A.M., Vertetska I.V. Welding current generator based on a single-phase inducon 61



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, В.А. Костін, 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. Маїстренко,
Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАНУ;
В.В. Перемітько,
Дніпровський державний технічний університет, Кам'янське;
У. Райсен, 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
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, 141, 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

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, V.A. Kostin, 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. Reisen, 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
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, 141, 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 «Avtomatychnе Zvaryvannya» (Automatic Welding)
journal is republished selectively in English in
«The Paton Welding Journal»:
www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj
Publisher is not responsible
for the content of the promotional material.

Підписано до друку 8.08.2025.
Формат 60×84/8. Офсетний друк. Ум. друк. арк. 7.4.
Друк ТОВ «ДІА». 03022, м. Київ-22, вул. Васильківська, 45.

ЕЛЕКТРОДИНАМІЧНА ОБРОБКА ДЛЯ РЕГУЛЮВАННЯ ЗАЛИШКОВИХ НАПРУЖЕНЬ У ЗВАРНИХ З'ЄДНАННЯХ ІЗ ЛЕГКИХ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ І АУСТЕНІТНОЇ СТАЛІ

Л.М. Лобанов, М.О. Пашин, О.Л. Міходуй, О.М. Тимошенко

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

Розроблено та реалізовано технологію електродинамічної обробки (ЕДО) дослідних зразків тонколистових стикових зварних з'єднань зі сплавів на основі Al, Ni, Ti та аустенітної сталі. Розроблено спеціалізоване збиральне оснащення, із використанням якого виконано автоматичне зварювання методом TIG дослідних зразків. Із застосуванням методу електронної спекл-інтерферометрії досліджено вплив ЕДО на залишкові напруження у зразках зварних з'єднань. Встановлено, що ЕДО є ефективним механізмом регулювання залишкових напружених станів зварних з'єднань зі сплавів Al і Ti та аустенітної сталі. Показано, що для підвищення ефективності ЕДО сплаву на основі Ni необхідно застосовувати більші значення енергії електродинамічних дій в рамках подальших досліджень. Також доцільним для оптимізації залишкових напружених станів зварних з'єднань зі сплаву на основі Ni є використання нового методу обробки, який базується на магнітоімпульсних впливах на неферромагнітні матеріали. Бібліогр. 19, табл. 8, рис. 11.

Ключові слова: сплави на основі Al, Ni, Ti, аустенітна сталь, електродинамічна обробка, транспортні конструкції, зварні з'єднання, електронна спекл-інтерферометрія, залишкові напружені стани, механічні характеристики, хімічний склад, ефективність обробки, регулювання залишкових напружень

Вступ. Актуальність і мета роботи. У сучасній інженерній практиці виробництва тонколистових зварних транспортних конструкцій традиційним є питання продовження їх експлуатаційного ресурсу, яке пов'язане із необхідністю оптимізації залишкових напружено-деформованих станів зварних з'єднань. Залишкові зварювальні напруження (ЗЗН) розтягу негативно впливають на аеро- та гідродинамічні характеристики, точність збирання, корозійну стійкість і довговічність виробів, при виготовленні яких використовують металеві матеріали (ММ), такі як конструкційні сталі, сплави на основі алюмінію, титану, нікелю [1].

У теперішній час використовуються нові ММ, які є альтернативою таким, що традиційно застосовувались у вітчизняному виробництві транспортних конструкцій. Тому проблема мінімізації рівня ЗЗН розтягу в зварних з'єднаннях із нових ММ є актуальною.

Перспективними для регулювання напружених станів є електрофізичні методи, що базуються на застосуванні імпульсних електромагнітних полів різної протяжності та конфігурації [2–12].

Одним із електрофізичних методів регулювання ЗЗН є електродинамічна обробка (ЕДО) зварних з'єднань, яка показала свою ефективність при застосуванні в авіа- та суднобудуванні [13–15]. Релаксація ЗЗН при ЕДО відбувається за рахунок електропластичного ефекту, що базу-

ється на синергії, яка обумовлена сумісною дією таких складових як імпульсний струм та динамічне навантаження на метал зварного з'єднання. ЕДО, що може використовуватися в ручному та автоматичному режимах, є адаптованою для застосування в процесі та після зварювання, у тому числі й у складі автоматизованих (роботизованих) комплексів [16, 17]. ЕДО забезпечує оптимальне позиціонування робочого інструменту – електродного пристрою (ЕП) – відносно зварного шва, можливість обробки зварних швів великогабаритних конструкцій у різних просторових положеннях.

Мета роботи – дослідження ефективності застосування ЕДО для регулювання ЗЗН у зварних з'єднаннях із ММ, що є перспективними для виробництва зварних тонколистових транспортних конструкцій.

Механічні характеристики ММ. Досліджували чотири марки ММ, які застосовуються у сучасному виробництві зварних конструкцій та відносяться до класу таких, що добре зварюються. Застосовували зразки ММ у вигляді листів загальними розмірами 500×200 мм і завтовшки $\delta = 1$ і 3 мм. ММ № 1 – сплав на основі Al, далі ММ1 (Al). ММ1 (Al) застосовується при виготовленні оболонок, панелей, паливних баків, силового набору та насичення корпусних транспортних конструкцій. Хімічний склад ММ1 (Al) наведено в табл. 1.

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

Міходуй О.Л. – <https://orcid.org/0000-0001-6660-7540>

© Л.М. Лобанов, М.О. Пашин, О.Л. Міходуй, О.М. Тимошенко, 2025

Таблиця 1. Хімічний склад пластин сплаву MM1 (Al), мас. %

Mg	Mn	Fe	Si	Al
2,29	0,3	0,2	0,11	Основа

Таблиця 2. Хімічний склад пластин титанового сплаву MM2 (Ti), мас. %

C	Si	Fe	N	H	O	Ti
0,0074	0,005	0,046	0,0079	0,0011	0,16	Основа

MM № 2 – сплав на основі Ti, далі MM2 (Ti). MM2 (Ti) застосовується при виготовленні силового набору, насичення, трубопроводів і корпусів транспортних конструкцій. Хімічний склад сплаву MM2 (Ti) наведено в табл. 2.

MM № 3 – жаростійкий сплав на основі Ni, далі MM3 (Ni). MM3 (Ni) застосовується для трубопроводів, силових елементів і деталей газової апаратури, що працюють в умовах високих температур. Хімічний склад сплаву MM3 (Ni) наведено в табл. 3.

MM № 4 – конструкційна аустенітна сталь на основі Fe–Cr–Ni, далі MM4 (Fe–Cr–Ni), що є стійкою до корозії та застосовується для деталей трубопроводів і силових елементів, що працюють в агресивних середовищах. Хімічний склад сталі MM4 (Fe–Cr–Ni) наведено в табл. 4.

Проводилися механічні випробування плоских зразків MM на одновісний розтяг. Підготовку та руйнування зразків проводили, керуючись стандартами ГОСТ 21631–76, ГОСТ 11701–84, ГОСТ 1497–84, згідно з якими зразки MM вирізали з листа уздовж прокату, а механічні характеристики кожного типу MM оцінювали за чотирма зразками. Геометричні характеристики зразків наведено на рис. 1.

Проводилася візуальна оцінка характеру руйнування зразків чотирьох дослідних MM, результати

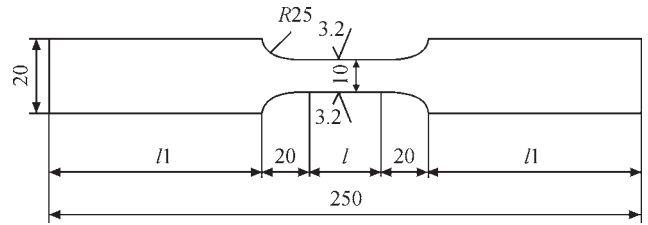


Рис. 1. Зовнішній вигляд зразків для випробувань на одновісний розтяг: $l = 50$ мм і $l_1 = 80$ мм для сплавів MM1 (Al) та MM2 (Ti); $l = 40$ мм і $l_1 = 90$ мм для сплаву MM3 (Ni) та сталі MM4 (Fe–Cr–Ni)

яких наведено на рис. 2, де зразки $\delta = 1$ мм – на рисунках перший і другий зверху, $\delta = 3$ мм – третій і четвертий зверху.

З даних, наведених на рис. 2, можна побачити, що зразки сплаву MM1 (Al) зруйновані відповідно за вираженими механізмами зрізу та відриву (рис. 2, а) практично без утворення «шийки». Зразки сплаву MM2 (Ti) зруйновані з формуванням «шийки» переважно за механізмом відриву (рис. 2, б). При цьому має місце формування незначних «губ зрізу» по крайках зони руйнування. Зразки зі сталі MM4 (Fe–Cr–Ni) (рис. 2, в) і сплаву MM3 (Ni) (рис. 2, г) зруйновані за вираженим механізмом зрізу та відриву відповідно. Основні механічні характеристики руйнування MM у результаті статичного розтягу наведено в табл. 5.

Результати даних хімічного складу алюмінієвого сплаву MM1 (Al) (див. табл. 1) свідчать про те, що він є близьким до сплаву АМг2Н, а значення σ_b – до сплаву АМг6. Титановий сплав MM2 (Ti) і нікелевий сплав MM3 (Ni) характеризуються високими значеннями δ_y (рядки 3–6), що створює передумови для релаксації ЗЗН у дослідних MM у результаті електродинамічних дій та визначає

Таблиця 3. Хімічний склад високотемпературного сплаву MM3 (Ni), мас. %

C	S	P	Si	Mn	Cr	Ti	W	Fe	Al	Mo	Ni
0,055	0,0023	0,0019	0,13	0,28	24,44	0,43	14,37	0,075	0,25	0,75	Основа

Таблиця 4. Хімічний склад сталі MM4 (Fe–Cr–Ni), мас. %

C	S	P	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W	Nb	V	Fe
0,069	0,0047	0,005	0,27	0,4	14,55	5,39	0,89	0,86	0,15	0,18	Основа

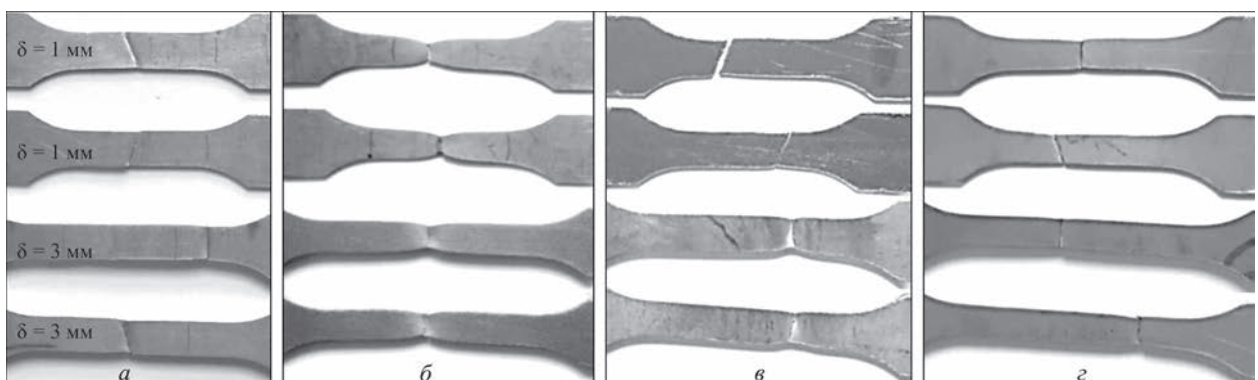


Рис. 2. Зовнішній вигляд зруйнованих зразків $\delta = 1$ і 3 мм: а – сплаву MM1 (Al); б – сплаву MM2 (Ti); в – сталі MM4 (Fe–Cr–Ni); г – сплаву MM3 (Ni)

Таблиця 5. Основні механічні характеристики зразків ММ δ = 1 та 3 мм

Номер зразка	Марка ММ	δ, мм	Механічні характеристики ММ		
			σ _{0,2} , МПа	σ _в , МПа	δ ₅ , %
1	ММ1 (Al)	1,0	229,9	271,4	11,0
2		3,0	228,1	270,7	10,3
3	ММ2 (Ti)	1,0	281,1	431,5	35,2
4		3,0	275,0	430,7	34,5
5	ММ3 (Ni)	1,0	438,9	858,2	57,3
6		3,0	438,0	847,5	49,7
7	ММ4 (Fe–Cr–Ni)	1,0	935,7	956,3	11,2
8		3,0	930,3	946,6	11,2

їх перспективними для застосування до них ЕДО. Для сталі ММ4 (Fe–Cr–Ni) притаманні досить високі значення σ_{0,2} (рядки 7–8).

Формування ЗЗН у зразках стикових з'єднань ММ здійснювали із використанням зварювання ТІГ у середовищі Ar. Режими ТІГ-процесу для різних марок ММ представлені в табл. 6.

У якості зразків зварних з'єднань використовували пластини ММ розмірами 500×200 мм та δ = 1 і 3 мм, вирізані вздовж прокату аналогічно до зразків для механічних випробувань. ТІГ-процес реалізовували на спеціалізованому збирально-зварювальному стенді (рис. 3), який забезпечував обдув аргоном зони зварювання та остигаючого шва при ламінарному витіканні газу із сопла пальника за швидкістю 12 л/хв. Конструкція збирального стенду забезпечувала обдув газового середовища в зоні кореня шва за рахунок порожнин у формуючій підкладці, в яких циркулював газ зі швидкістю витікання 2 л/хв (рис. 3, а). ТІГ-пальник було

укомплектовано кожухом у формі «чобітка», який ізолював остигаючий метал шва від атмосферного кисню за рахунок обдуву зовнішньої поверхні зварного з'єднання аргоном зі швидкістю витікання 10 л/хв (рис. 3, б). Керуючись даними табл. 6, було виготовлено серію зразків зварних з'єднань із ММ.

ЗЗН зразків вимірювали методом електронної спекл-інтерферометрії [18]. Вибір методу обумовлений необхідністю збереження цілісності зразка після реєстрації його початкового напруженого стану. Зразки з початковим розподілом ЗЗН піддавали ЕДО, а потім повторно проводили оцінку напружень. Визначали ефективність ЕДО порівнянням пікових значень ЗЗН розтягу та їх розподілами в центральному поперечному перерізі зразків до та після обробки. Проводили оцінювання поздовжньої (вздовж шва) компоненти σ_x ЗЗН досліджуваних ММ, яка має найбільший вплив на ресурс зварних конструкцій [1].

Процес ЕДО зварних з'єднань із ММ. Для виконання ЕДО використовували апаратний комплекс у складі джерела живлення та електродного пристрою (ЕП), який застосовували раніше для обробки авіаційних конструкцій [13, 14]. До ЕДО зразки зварних з'єднань піддавали фіксації на жорсткій основі. ЕДО за ручного тримання ЕП проводили в напрямку «напрохід», а відстань між зонами ЕДО («крок ЕДО») була 10 мм. Обробці піддавали ділянки зовнішньої поверхні центру шва та/або основного металу вздовж ліній сплавлення з обох боків шва. Обробляли ділянки

Таблиця 6. Режими ТІГ-зварювання пластин ММ δ = 1 та 3 мм

Номер зразка	Матеріал	Напруга дуги U _д , В	Струм дуги I _д , А	Швидкість зварювання v _{зв} , мм/с	Діаметр електроду d _е , мм	Дуговий проміжок L _д , мм
1	ММ1 (Al)	12,8...13,5	120...140	5,0	2,4	2,0
2	ММ2 (Ti)	10,2...11,3	110...130			
3	ММ4 (Fe–Cr–Ni)	11,6...11,9	140...160	5,5		1,5
4	ММ3 (Ni)	11,0...11,4	140...160			

Примітка. Перше значення U_д, I_д – для δ = 1 мм, друге – для δ = 3 мм.

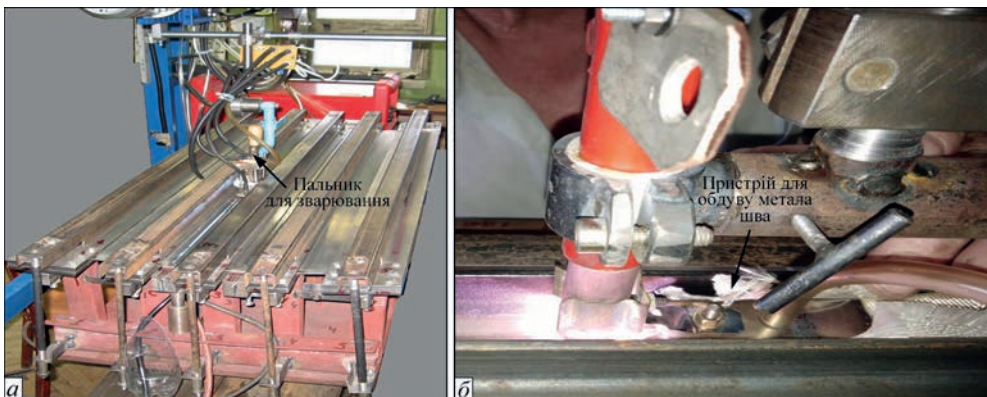


Рис. 3. Зовнішній вигляд комплексу для зварювання ТІГ ММ: а – стенд для збирання та зварювання зразків; б – ТІГ-процес із використанням обдуву зовнішньої поверхні остигаючого металу шва (для сплаву ТА2)

Таблиця 7. Режими та умови виконання ЕДО зразків зварних з'єднань із ММ

Номер зразка	ММ	δ , мм	t_p , мкс	t_p , мкс	U_3^P , В	U_3^I , В	Умови виконання ЕДО ММ
1	ММ1 (Al)	1	275	325	150	300	Вздовж лінії сплавлення (ВЛС)
2		3			300	500	Вздовж центру шва (ВЦШ)
3	ММ4 (Fe-Cr-Ni)	1			200	500	ВЛС
4		3			300	500	ВЛС + ВЦШ
5	ММ2 (Ti)	1			200	300	ВЛС
6		3			250	500	ВЦШ
7	ММ3 (Ni)	1			250	300	ВЦШ
8		3			300	500	ВЦШ

поверхні металу, де початкові (до ЕДО) значення σ_x розтягу були максимальними (де негативний вплив ЗЗН на механічні характеристики з'єднання є максимальним). Умови виконання та режими ЕДО для зразків ММ наведено в табл. 7, де представлені значення зарядної напруги струмової U_3^I , динамічної (ударної) U_3^P складових ЕДО та часові періоди їх дії відповідно t_I і t_P .

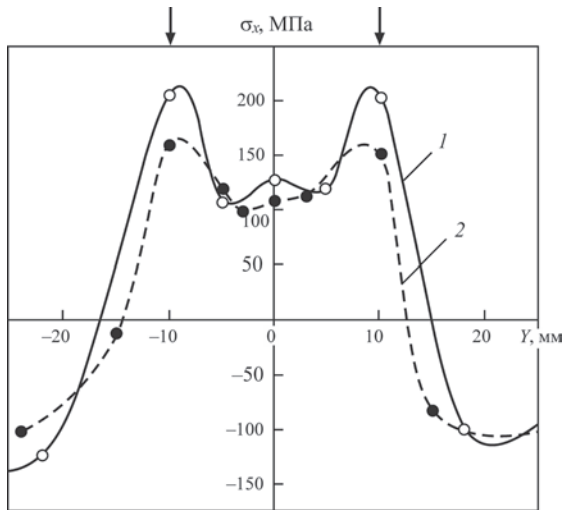


Рис. 4. Розподіл компоненти σ_x ЗЗН у центральному поперечному перерізі зразка зварного з'єднання зі сплаву ММ1 (Al) $\delta = 1$ мм до та після ЕДО, де стрілками вказано зони ЕДО, як і в подальшому на рис. 5–11: \circ – до ЕДО; \bullet – після ЕДО

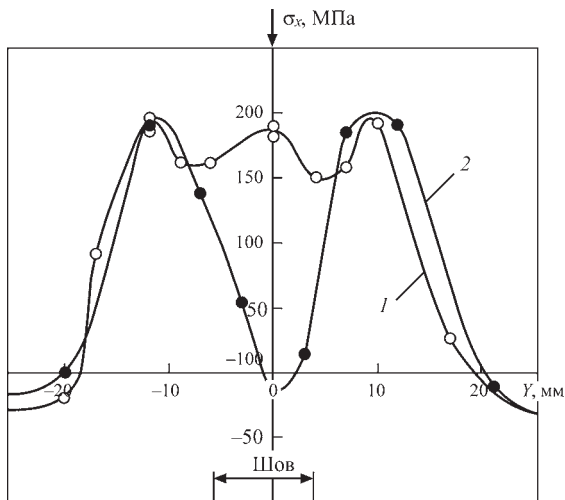


Рис. 5. Розподіл компоненти σ_x ЗЗН у центральному поперечному перерізі зразка зварного з'єднання зі сплаву ММ1 (Al) $\delta = 3$ мм до та після ЕДО: \circ – до ЕДО; \bullet – після ЕДО

Результати дії ЕДО на ЗЗН зразків ММ та їх обговорення. Розподіл компоненти σ_x ЗЗН у центральному поперечному перерізі зразка зі сплаву ММ1 (Al) $\delta = 1$ мм до та після ЕДО за умов, наведених у табл. 7 (рядок 1), представлений на рис. 4. Можна бачити, що обробка позитивно впливає на розподіл σ_x вздовж лінії сплавлення ($Y = -10$ і 10 мм), де значення σ_x розтягу після ЕДО знижуються з 205 до 155 МПа.

Розподіл σ_x ЗЗН у зразку сплаву ММ1 (Al) $\delta = 3$ мм до та після ЕДО за умов, наведених у табл. 7 (рядок 2), представлений на рис. 5. Можна бачити, що після ЕДО початкові ЗЗН розтягу $\sigma_x = 180$ МПа у центрі шва ($Y = 0$) після ЕДО трансформуються у ЗЗН стиску $\sigma_x = -15$ МПа, а в основному металі уздовж лінії сплавлення ($Y = -5$ і 5 мм) значення σ_x розтягу також суттєво знижується.

Розподіл компоненти σ_x ЗЗН у зразку з аустенітної сталі ММ4 (Fe-Cr-Ni) $\delta = 1$ мм до та після ЕДО за умов, наведених у табл. 7 (рядок 3), представлений на рис. 6.

Із даних рис. 6 можна бачити, що в центрі шва ($Y = 0$) початкові (до ЕДО) σ_x є стискальними, а їхні значення досягають -111 МПа. Це можна пояснити особливістю механізму структуроутворення при формуванні ЗЗН в аустенітних сталях за швидкого вистигання металу зварного шва. Якщо структурні перетворення металу шва під

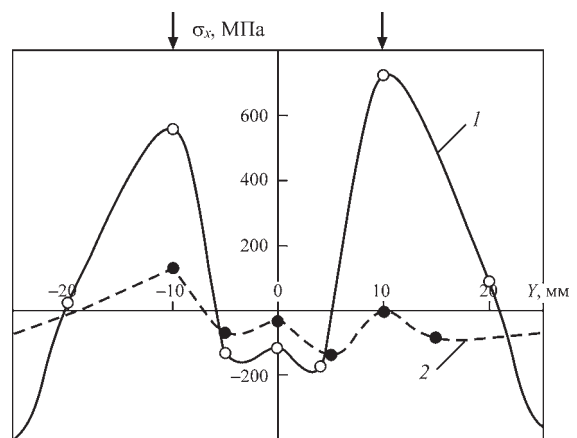


Рис. 6. Розподіл компоненти σ_x ЗЗН у поперечному перерізі зразка зварного з'єднання зі сталі ММ4 (Fe-Cr-Ni) $\delta = 1$ мм до та після ЕДО: \circ – до ЕДО; \bullet – після ЕДО

час вистигання відбуваються при низьких температурах, то його скорочення змінюється різким розширенням, а напруження розтягу, що утворилися, знижуються та переходять у стиск [19]. Умови швидкого вистигання металу були реалізовані при зварюванні дослідних зразків у збиральному стенді (рис. 3, а), де використовували обдув шва інертним газом. При цьому на ділянках основного металу біля лінії сплавлення ($Y = -10$ і 10 мм) початкові σ_x є розтягувальними та мають значення 560 і 723 МПа, які після ЕДО за умов табл. 7 (рядок 3) знижуються до 131 і до 0 МПа відповідно. При цьому ЕДО основного металу біля лінії сплавлення ($Y = -10$ і 10 мм) сприяє зниженню напружень стиску із $\sigma_x = -111$ до -35 МПа у центрі шва ($Y = 0$). Це можна пояснити перерозподілом ЗЗН в активній зоні зварного з'єднання, який ініційований релаксацією σ_x біля лінії сплавлення.

ЕДО металу зразка зварного з'єднання зі сталі ММ4 (Fe–Cr–Ni) $\delta = 3$ мм проводили за умов табл. 7 (рядок 4) з урахуванням результатів, отриманих для зразка $\delta = 1$ мм стосовно зниження напружень стиску в центрі шва, яке ініційоване обробкою ліній сплавлення. ЕДО виконували уздовж центру шва та ліній сплавлення. Розподіл σ_x ЗЗН сталі S-06 $\delta = 3$ мм до та після ЕДО наведено на рис. 7.

З даних рис. 7 можна бачити, що ЕДО позитивно впливає на розподіл σ_x в центрі зварного шва ($Y = 0$). У цій зоні значення σ_x стиску в результаті обробки ЕДО підвищуються з -100 до -250 МПа. При цьому ЕДО також оптимізує розподіл σ_x уздовж ліній сплавлення металу шва ($Y = 10$ і -10 мм), де напруження розтягу знижуються з 400 до $0 \dots 67$ МПа. На ділянках ($Y = 5$ і -5 мм) ЗЗН після ЕДО трансформуються із розтягу в стиск – з 220 до -100 МПа.

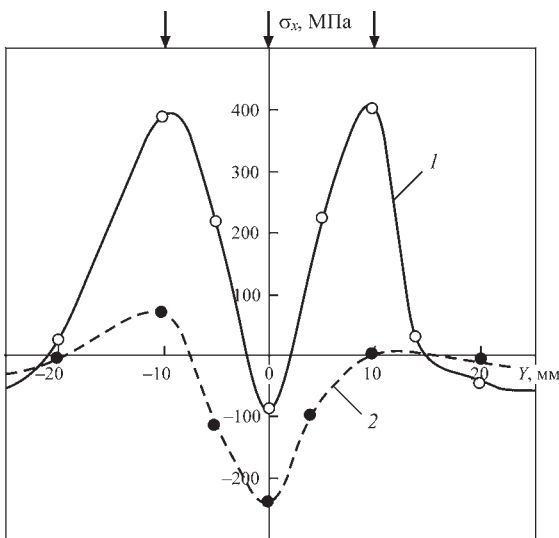


Рис. 7. Розподіл компоненти σ_x ЗЗН у поперечному перерізі зразка зварного з'єднання зі сталі ММ4 (Fe–Cr–Ni) $\delta = 3$ мм до та після ЕДО: \circ – до ЕДО; \bullet – після ЕДО

Розподіл компоненти σ_x ЗЗН у зразку зварного з'єднання зі сплаву ММ2 (Ti) $\delta = 1$ мм до та після ЕДО металу зварного шва за умов табл. 7 (рядок 5) представлено на рис. 8. Можна бачити, що ЕДО зменшує ЗЗН у центрі зварного шва ($Y = 0$) та біля ліній сплавлення ($Y = 8$ і -8 мм), де значення σ_x розтягу після ЕДО знижуються відповідно з 200 до 150 МПа і з 270 до 180 МПа.

Розподіл компоненти σ_x ЗЗН у зразку зварного з'єднання сплаву ММ2 (Ti) $\delta = 3$ мм до та після ЕДО за умов табл. 7 (рядок 6) металу шва представлено на рис. 9. Можна бачити, що ЕДО сприяє оптимізації розподілу ЗЗН у центрі шва ($Y = 0$), де σ_x розтягу після ЕДО знижуються з 200 до 70 МПа. Слід зазначити, що дія ЕДО також розповсюджується й на σ_x уздовж ліній сплавлення ($Y = -8$ і 8 мм), де σ_x розтягу знижуються відповідно від 225...240 до 175...180 МПа.

Розподіл σ_x ЗЗН у зразку зварного з'єднання нікелевого сплаву ММ3 (Ni) $\delta = 1$ мм до та після ЕДО

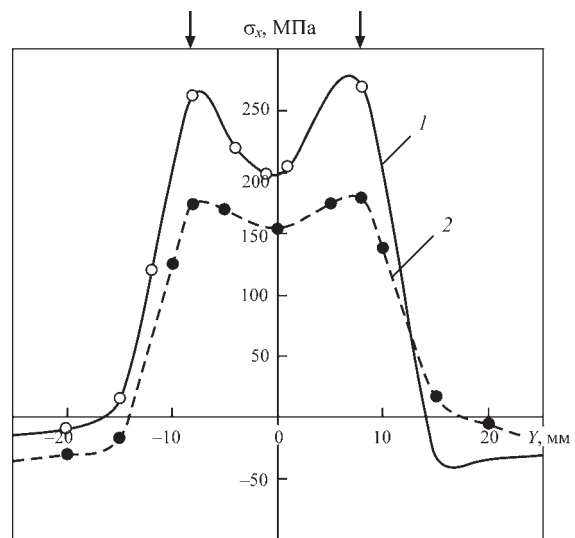


Рис. 8. Розподіл компоненти σ_x ЗЗН у поперечному перерізі зразка зварного з'єднання титанового сплаву ММ2 (Ti) $\delta = 1$ мм до та після ЕДО: \circ – до ЕДО; \bullet – після ЕДО

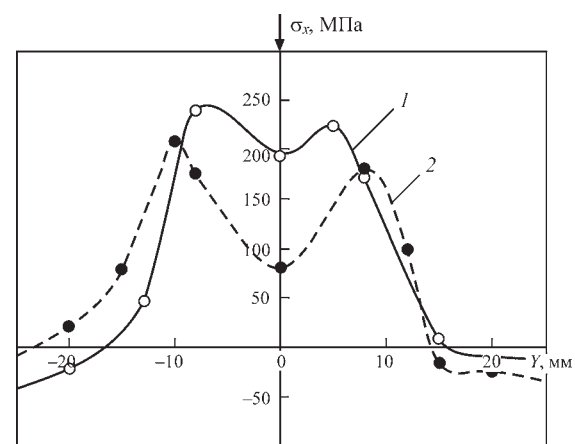


Рис. 9. Розподіл компоненти σ_x ЗЗН у поперечному перерізі зразка зварного з'єднання титанового сплаву ММ2 (Ti) $\delta = 3$ мм до та після ЕДО: \circ – до ЕДО; \bullet – після ЕДО

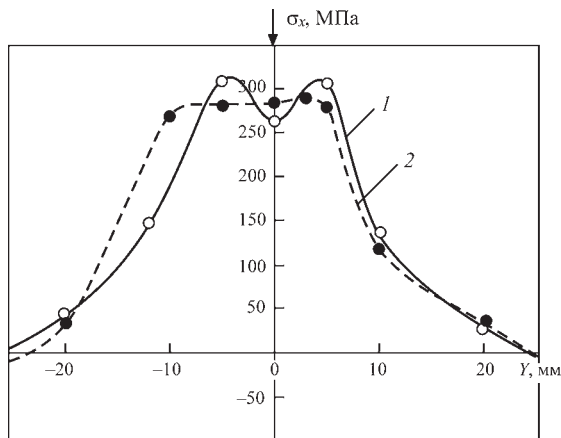


Рис. 10. Розподіл компоненти σ_x ЗЗН у поперечному перерізі зразка зварного з'єднання нікелевого сплаву ММ (Ni) $\delta = 1$ мм до та після ЕДО: \circ – до ЕДО; \bullet – після ЕДО

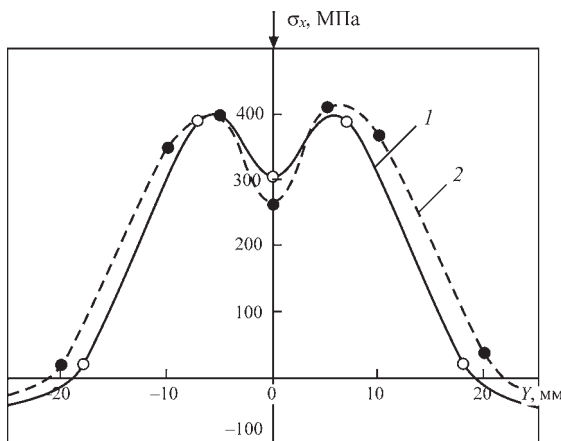


Рис. 11. Розподіл компоненти σ_x ЗЗН у поперечному перерізі зразка зварного з'єднання зразка нікелевого сплаву ММ3 (Ni) $\delta = 3$ мм до та після ЕДО: \circ – до ЕДО; \bullet – після ЕДО

за умов табл. 7 (рядок 7) представлено на рис. 10, з якого можна зробити висновок, що обробка має суттєво менший вплив на розподіл ЗЗН у порівнянні з попередніми результатами, що наведені на рис. 4–9. Так, у центрі шва ($Y = 0$) після ЕДО σ_x розтягу знижуються з 295 до 263 МПа, а уздовж ліній сплавлення ($Y = -5$ і 5 мм) – з 310 до 280 МПа.

Розподіл σ_x ЗЗН у зразку зі сплаву ММ3 (Ni) $\delta = 3$ мм до та після ЕДО за умов табл. 7 (рядок 8) представлено на рис. 11. У результаті досліджень встановлено, що ЕДО загалом позитивно впливає

Таблиця 8. Ефективність ЕДО зразків зварних з'єднань ММ

Номер зразка	Марка ММ	δ , мм	$\sigma_{x1}^*/\sigma_{x2}$, МПа	$(\sigma_{x1} - \sigma_{x2})/\sigma_{x1}$, %
1	ММ1 (Al)	1,0	205/150	30
2		3,0	180/-15	>100
3	ММ2 (Ti)	1,0	270/180	35
4		3,0	200/70	65
5	ММ4 (Fe–Cr–Ni)	1,0	723/0	100
6		3,0	400/0	100
7	ММ3 (Ni)	1,0	295/263	11
8		3,0	305/261	15

Примітка. σ_{x1}^* – максимальні значення σ_x розтягу ЗЗН до ЕДО; σ_{x2} – після ЕДО.

на розподіл ЗЗН у центрі шва ($Y = 0$), де σ_x розтягу після ЕДО знижуються з 305 до 261 МПа.

Узагальнення результатів оцінки ефективності впливу ЕДО на регулювання компоненти σ_x ЗЗН у зразках зварних з'єднань із ММ $\delta = 1$ і 3 мм представлено в табл. 8. Із наведених результатів можна зробити висновок, що ЕДО є ефективним механізмом регулювання залишкових напружено-деформованих станів зварних з'єднань зі сплавів Al і Ti завтовшки 3 мм (рядки 2 і 4 відповідно) та аустенітної сталі (рядки 5 і 6). При цьому оптимізація режимів ЕДО в рамках додаткових досліджень дасть змогу підвищити ефективність електродинамічного впливу для обробки зварних з'єднань меншої товщини з наданих матеріалів (щодо результатів, представлених у рядках 1 і 3).

Водночас результати, представлені в рядках 7 і 8, показують, що для підвищення ефективності ЕДО сплаву ММ3 (Ni) необхідно застосовувати більші значення енергії електродинамічних дій в рамках подальших досліджень. Доцільним є також використання нового методу для обробки зварних з'єднань зі сплаву ММ3 (Ni), що базується на магнітоімпульсних впливах на ЗЗН зварних з'єднань із неферромагнітних ММ [2, 3].

Із результатів проведених досліджень випливає, що застосування ЕДО сприяє зниженню ЗЗН розтягу тонколистових зварних з'єднань із досліджених ММ.

Висновки

1. Розроблено та реалізовано технологію електродинамічної обробки дослідних зразків тонколистових стикових зварних з'єднань зі сплавів на основі Al, Ni, Ti та аустенітної сталі.

2. Із застосуванням електронної спекл-інтерферометрії досліджено вплив електродинамічної обробки на поздовжню компоненту σ_x залишкових зварювальних напружень дослідних зразків.

3. Встановлено, що електродинамічна обробка забезпечує повне усунення залишкових зварювальних напружень розтягу в зварних з'єднаннях зі сплаву на основі Al та аустенітної сталі та зниження залишкових зварювальних напружень до 65 % від початкового рівня – у сплаві на основі Ti.

4. Встановлено, що електродинамічна обробка забезпечує незначне зниження залишкових зварювальних напружень розтягу (до 15 % від початкового рівня) у зварних з'єднаннях зі сплаву на основі Ni.

5. За результатами досліджень встановлено, що для підвищення ефективності електродинамічної обробки сплаву на основі Ni необхідні більші значення енергії електродинамічних дій або вико-

ристання методу обробки імпульсним магнітним полем.

6. Встановлено, що електродинамічна обробка є ефективним механізмом регулювання залишкових напружено-деформованих станів зварних з'єднань зі сплавів Al і Ti та аустенітної сталі.

Список літератури

- Masubuchi, K. (1980) *Analysis of welded structures*. Oxford, Pergamon Press.
- Razmyshlyayev, A.D., Ageeva, M.V. (2018) On mechanism of weld metal structure refinement in arc welding under action of magnetic fields (Review). *The Paton Welding J.*, **3**, 25–28. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2018.03.05>
- Дубоделов В.І., Горюк М.С. (2018) Застосування електромагнітних полів і магнітогідродинамічних явищ для інтенсифікації впливу на металеві системи: світовий та український досвід. *Наука про матеріали: досягнення та перспективи*. У 2–х т. Т. 2. Київ, Академперіодика, сс. 24–50.
- Волкогон В.М., Аврамчук С.К., Стрилец Е.В. (2005) Формирование упрочняющих покрытий под действием мощного электрического разряда. *Сб. тр. 5-й Междунар. науч.-техн. конф. «Инженерия поверхности и реновация изделий», 21–24 мая 2005, г. Ялта*, сс. 48–51.
- Conrad, H., Sprecher, A. (1989) *The electroplastic effect in metals*. Ed. by F.R.N. Nabarro. Elsevier Science Publishers B.V., Dislocations in Solids, pp. 500–529.
- Баранов Ю.В., Троицкий О.А., Аврамов Ю.С. (2001) *Физические основы электроимпульсной и электропластической обработки и новые материалы*. Москва, МГИУ.
- Степанов Г.В., Бабущий А.И., Мамеев И.А. (2004) Неустационарное напряженно-деформированное состояние в длинном стержне, вызванное импульсом электрического тока высокой плотности. *Проблемы прочности*, **4**, 60–67.
- Gu, S., Kobayashi, D., Yan et al. (2024) Achieving stress relief in martensitic stainless steel via high-density pulsed electric current treatment. *Metallurgical and Materials Transact. A: Physical Metallurgy and Materials Sci.*, **55(10)**, 3859–3868. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-024-07522-5>
- Zhang, X., Xiang, S., Yi, K., Guo, J. (2022) Controlling the residual stress in metallic solids by pulsed electric current. *Acta Metallurgica Sin.*, **58(5)**, 581–598. DOI: <https://doi.org/10.11900/0412.1961.2021.00367>
- Lobanov, L.M., Pashchin, N.A., Yashchuk, V.A., Mikhodui, O.L. (2015) Effect of electrodynamic treatment on the fracture resistance of the AMg6 aluminum alloy under cyclic loading. *Strength of Materials*, **47**, 447–453. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11223-015-9676-5>
- Liu, C., Wang, M., Peng, H. et al. (2024) Pulse electric current induced interfacial ductile phase on improving the mechanical properties of the Au20Sn/Cu solder joints. *J. of Materials Sci.: Materials in Electronics*, **35(18)**, 1210. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10854-024-13002-8>
- Стрижало В.А., Новогрудский Л.С., Воробьев Е.В. (2008) *Прочность материалов при криогенных температурах с учетом воздействия электромагнитных полей*. Киев, ИПП.
- Пацин Н.А., Заруцкий А.В. (2016) Влияние электродинамической обработки материала на усталостную долговечность образцов с отверстиями. *Міжнародна науково-технічна конференція «Проблеми створення та забезпечення життєвого циклу авіаційної техніки», Харків, 20–21 квітня 2016 р.*, с. 16.
- Lobanov, L.M., Pashchin, N.A., Cherkashin, A.V. et al. (2012) Repair welding of intermediate cases of aircraft engines from high-temperature magnesium alloy ML10 with application of electrodynamic treatment. *The Paton Welding J.*, **11**, 28–32.
- Lobanov, L.M., Pashchin, N.A., Loginov, V.P. et al. (2010) Repair of ship hull structures of aluminium alloy AMg6 using electrodynamic treatment. *The Paton Welding J.*, **9**, 31–32.
- Lobanov, L.M., Korzhyk, V.M., Pashchyn, M.O. et al. (2022) Deformation-free TiG welding of AMg6 alloy with application of electrodynamic treatment of weld metal. *The Paton Welding J.*, **3**, 8–3. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2022.08.01>
- Lobanov, L.M., Pashchyn, M.O., Mikhodui, O.L. et al. (2022) Stress-strain state of welded joints of AMg6 alloy after electrodynamic treatment during welding. *Strength of Materials*, **54(6)**, 983–996. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11223-023-00474-y>
- Lobanov, L.M., Pivtorak, V.A., Savitsky, V.V., Tkachuk, G.I. (2006) Procedure for determination of residual stresses in welded joints and structural elements using electron speckle-interferometry. *The Paton Welding J.*, **1**, 24–29.
- Винокуров В.А. (1968) *Сварочные деформации и напряжения*. Москва, Машиностроение.

References

- Masubuchi, K. (1980) *Analysis of welded structures*. Oxford, Pergamon Press.
- Razmyshlyayev, A.D., Ageeva, M.V. (2018) On mechanism of weld metal structure refinement in arc welding under action of magnetic fields (Review). *The Paton Welding J.*, **3**, 25–28. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2018.03.05>
- Dubodelov, V.I., Goryuk, M.S. (2018) Application of electromagnetic fields and magnetohydrodynamic phenomena to intensify the effect on metal systems: World and Ukrainian experience. *Nauka pro Materialy: Dosiahennia ta Perspektyvy*. In 2 vols. Vol. 2. Kyiv, Akadempriodyka, 24–50 [in Ukrainian].
- Volkogon, V.M., Avramchuk, S.K., Strilets, E.V. (2005) Formation of hardening coatings under the action of powerful electric discharge. In: *Proc. of 5th Intern. Sci. and Techn. Conf. on Surface Engineering and Renovation of Products, 21–24 May 2005, Yalta*, 48–51 [in Russian].
- Conrad, H., Sprecher, A. (1989) *The electroplastic effect in metals*. Ed. by F.R.N. Nabarro. Elsevier Sci. Publ. B.V., Dislocations in Solids, 500–529.
- Baranov, Y.V., Troitskiy, O.A., Avramov, Y.S. (2001) *Physical bases of electroimpulse and electroplastic processing and new materials*. Moscow, MGU [in Russian].
- Stepanov, G.V., Babutskii, A.I., Mameev, I.A. (2004) High-density pulse current-induced unsteady stress-strain state in a long rod. *Strength of Materials*, **36**, 377–381. DOI: <https://doi.org/10.1023/B:STOM.0000041538.10830.34>
- Gu, S., Kobayashi, D., Yan et al. (2024) Achieving stress relief in martensitic stainless steel via high-density pulsed electric current treatment. *Metallurg. and Mater. Transact. A: Physical Metallurgy and Materials Sci.*, **55(10)**, 3859–3868. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-024-07522-5>
- Zhang, X., Xiang, S., Yi, K., Guo, J. (2022) Controlling the residual stress in metallic solids by pulsed electric current. *Acta Metallurgica Sin.*, **58(5)**, 581–598. DOI: <https://doi.org/10.11900/0412.1961.2021.00367>
- Lobanov, L.M., Pashchin, N.A., Yashchuk, V.A., Mikhodui, O.L. (2015) Effect of electrodynamic treatment on the fracture resistance of the AMg6 aluminum alloy under cyclic loading. *Strength of Materials*, **47**, 447–453. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11223-015-9676-5>
- Liu, C., Wang, M., Peng, H. et al. (2024) Pulse electric current induced interfacial ductile phase on improving the mechanical properties of the Au20Sn/Cu solder joints. *J. of Materials Sci.: Materials in Electronics*, **35(18)**, 1210. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10854-024-13002-8>
- Strizhalo V.A., Novogrudskiy L.S., Vorobyev E.V. (2008) *Strength of materials at cryogenic temperatures with account for the effect of electromagnetic fields*. Kyiv, ISP [in Russian].
- Pashchin, N.A., Zarutskiy, A.V. (2016) Influence of electrodynamic material treatment on fatigue life of samples with holes. In: *Intern. Sci. and Techn. Conf. on Problems of Creation and Maintenance of the Life Cycle of Aviation Equipment, Kharkiv, 20–21 April 2016*, 16 [in Russian].
- Lobanov, L.M., Pashchin, N.A., Cherkashin, A.V. et al. (2012) Repair welding of intermediate cases of aircraft engines from high-temperature magnesium alloy ML10 with application of electrodynamic treatment. *The Paton Welding J.*, **11**, 28–32.
- Lobanov, L.M., Pashchin, N.A., Loginov, V.P. et al. (2010) Repair of ship hull structures of aluminium alloy AMg6 using electrodynamic treatment. *The Paton Welding J.*, **9**, 31–32.
- Lobanov, L.M., Korzhyk, V.M., Pashchyn, M.O. et al. (2022) Deformation-free TiG welding of AMg6 alloy with application

- of electrodynamic treatment of weld metal. *The Paton Welding J.*, **8**, 3–8. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2022.08.01>
17. Lobanov, L.M., Pashchyn, M.O., Mikhodui, O.L. et al. (2022) Stress-strain state of welded joints of AMg6 alloy after electrodynamic treatment during welding. *Strength of Materials*, **54**(6), 983–996. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11223-023-00474-y>
 18. Lobanov, L.M., Pivtorak, V.A., Savitsky, V.V., Tkachuk, G.I. (2006) Procedure for determination of residual stresses in welded joints and structural elements using electron speckle interferometry. *The Paton Welding J.*, **1**, 24–29.
 19. Vinokurov, V.A. (1968) *Welding deformations and stresses*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].

ELECTRODYNAMIC TREATMENT TO CONTROL RESIDUAL STRESSES IN WELDED JOINTS MADE OF LIGHT HEAT-RESISTANT ALLOYS AND AUSTENITIC STEEL

L.M. Lobanov, M.O. Pashchyn, O.L. Mikhodui, O.M. Tymoshenko

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

The technology of electrodynamic treatment (EDT) of prototypes of thin-sheet butt welded joints of Al, Ni, Ti alloys and austenitic steel was developed and implemented. Specialized assembly tooling was designed, which was used to perform automatic TIG welding of the prototypes. The effect of EDT on residual stresses in welded joint samples was studied using the electron speckle interferometry method. It was found that EDT is an effective mechanism for controlling the residual stressed states of welded joints of Al and Ti alloys and austenitic steel. It is shown that to improve the efficiency of EDT of a Ni-based alloy, it is necessary to use higher values of electrodynamic action energy in the framework of further research. It is also advisable to use a new processing method based on magnetic pulse effects on nonferromagnetic materials to optimize the residual stressed states of welded joints of Ni-based alloys. 19 Ref., 8 Tabl., 11 Fig.

Keywords: Al, Ni, Ti based alloys, austenitic steel, electrodynamic processing, transport structures, welded joints, electron speckle interferometry, residual stressed states, mechanical characteristics, chemical composition, processing efficiency, residual stress control

Отримано 15.04.2025

Отримано у переглянному вигляді 23.06.2025

Прийнято 05.08.2025

ЗВАРЮВАННЯ. МЕТАЛУРГІЯ. МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Серія книг та монографій під редакцією академіка НАН України І.В. Кривцуна

Ахонін С.В., Березос В.О., Северин А.Ю. Електронно-променева плавка зливків інтерметалідів на основі алюмінію титану. — Київ: Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, 2023. — 98 с.

У монографії розглянуто технологію електронно-променевої плавки зливків сплавів інтерметаліду системи Ti–Al. Проведено дослідження, які дозволили розробити методику вибору технологічних параметрів електронно-променевої плавки (ЕПП) зливків інтерметаліду TiAl за допомогою математичної моделі випаровування легуючих елементів, що дозволяє визначити точний хімічний склад вихідної шихти. Показано особливості кристалізації рідкого металу зливків сплавів інтерметаліду системи Ti–Al в умовах дії електронно-променевого нагріву. Досліджено можливість отримання зливків ЕПП інтерметаліду TiAl з введенням додаткових легуючих елементів Nb, Cr, Mo, Zr, V, La. Описано дослідні плавки зливків методом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю. Наведено характеристики хімічного стану, макро-, мікроструктури та деяких механічних властивостей сплавів, отриманих методом ЕПП. Розглянуто можливість деформаційної обробки інтерметаліду TiAl, додатково легovanого бором і лантаном. Описано мікроструктуру та механічні властивості деформованого та термічно обробленого металу.

Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В. Аргодугове та електронно-променево зварювання економнолегованих титанових сплавів. — Київ: Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, 2024. — 136 с.

Монографія присвячена детальному дослідженню процесів формування зварних з'єднань економнолегованих титанових сплавів методами аргодугового та електронно-променевого зварювання. Особлива увага приділена аналізу мікроструктури та механічних властивостей зварних швів, а також фазовому складу матеріалу після різних видів зварювання. Розглянуто вплив термічної обробки на характеристики з'єднань та їхню поведінку в експлуатаційних умовах. Дослідження мікроструктури проводились із використанням сучасних методів мікроскопії, що дозволило виявити особливості розподілу фаз та вплив параметрів зварювання на розмір зерен, морфологію та дефекти в зварних швах. Механічні випробування показали, як різні режими зварювання та термічна обробка впливають на міцність, твердість і пластичність з'єднань, що є критично важливим для оцінки їх надійності в різних умовах експлуатації. У монографії детально розглянуто фазовий склад матеріалів і трансформації фаз під час зварювання, а також вплив охолодження на фазові перетворення.

Замовлення монографій

ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ ПАТОН»

Тел.: 38044 205-23-90 | journal@paton.kiev.ua



ЗВАРЮВАННЯ У ВУЗЬКИЙ ЗАЗОР МАГНІТОКЕРОВАНОЮ ДУГОЮ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ПТ-3В

С.В. Ахонін, В.Ю. Білоус, Р.В. Селін, І.К. Петриченко, Л.М. Радченко, С.Б. Руханський

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

Аргонодугове зварювання титанових сплавів вольфрамовим електродом у вузький зазор – економічний та ефективний спосіб з'єднання конструкцій з титанових сплавів великої товщини. Технологія зварювання титанових сплавів у вузький зазор магнітокерованою дугою дозволяє змінювати в широких межах параметри режиму зварювання. У даній роботі розглядається застосування зварювання у вузький зазор вольфрамовим електродом з використанням керуючого магнітного поля для виконання з'єднань з плит із титанового сплаву ПТ-3В завтовшки 45 та 64 мм. Міцність зварних з'єднань титанового сплаву ПТ-3В, виконаних зварюванням у вузький зазор вольфрамовим електродом з керуючим магнітним полем, становить 636 МПа або 85 % від міцності основного металу, та аналогічна властивостям зварних з'єднань, виконаних за існуючою технологією аргонодугового зварювання. Застосування отриманих результатів дозволило виконувати зварювання з'єднань змінної товщини від 45 до 65 мм з титанового сплаву за однаково кількість проходів. Бібліогр. 18, табл. 3, рис. 9.

Ключові слова: зварювання у вузький зазор, титан, титановий сплав, аргонодугове зварювання, вольфрамовий електрод, керуюче магнітне поле, погонна енергія, структура, мікроструктура, механічні властивості, металографічні дослідження

Вступ. Зварювання у вузький зазор – економічний та ефективний спосіб з'єднання металу великої товщини [1, 2]. Зниження витрат присаджувального дроту, інертного газу та інших зварювальних матеріалів, трудомісткості підготовки кромки деталей, що зварюються, – фактори, які особливо важливі у разі зварювання титану та сплавів на його основі [3]. Відомим способом зварювання титану є розроблений в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України метод зварювання у вузький зазор вольфрамовим електродом (ЗВЗ) магнітокерованою дугою [4]. Цей спосіб зварювання має такі переваги як: мала ширина одержуваного шва і малий об'єм металу, що наплавляється. Також перевагою можна вважати просту форму кромки під зварювання.

Як відомо, ЗВЗ можна виконувати в широкому діапазоні значень зварювального струму, швидкостей зварювання та подачі присаджувального дроту [5, 6]. При цьому можна наплавляти за один прохід шар металу завтовшки від 3 до 8 мм і більше. Збільшена товщина шару металу, що наплавляється за один прохід, дозволяє скоротити кількість проходів для заповнення зазору, що, у свою чергу, збільшує продуктивність процесу зварювання. Однак головною умовою при виборі режиму зварювання титанових сплавів є отримання бездефектного з'єднання [7, 8]. Надмірне збільшення товщини шару металу, який наплавляється за один

прохід, може призводити до виникнення дефектів у шві [9, 10]. Характерним дефектом багатшарового зварювання титанових сплавів у вузький зазор є несплавлення між металом шва та основним металом, а також міжшарові несплавлення в шві [11, 12].

Технологія зварювання титанових сплавів у вузький зазор магнітокерованою дугою дозволяє змінювати не тільки погонну енергію процесу зварювання [13–15], але й параметри керуючого магнітного поля – такі як: величина магнітної індукції в зоні дуги, а також частота реверсування керуючого магнітного поля [16].

Таким чином, доцільно провести дослідження, що дозволяють визначити вплив таких параметрів процесу зварювання титанових сплавів у вузький зазор магнітокерованою дугою, як величина магнітної індукції керуючого магнітного поля, а також величина погонної енергії, на властивості зварних з'єднань титанового сплаву марки ПТ-3В.

Мета роботи – дослідити вплив величини індукції керуючого магнітного поля та величини погонної енергії процесу зварювання у вузький зазор вольфрамовим електродом титанового сплаву ПТ-3В на структуру та механічні властивості зварних з'єднань.

Матеріали, застосовані в дослідженні. Для досягнення поставленої мети виконувалося багатшарове зварювання зразків завтовшки 45 і 65

мм, виготовлених із титанового сплаву ПТ-3В за ГОСТ 1050-88. Довжина дослідних зразків для зварювання становила 600 мм.

В якості присадки був застосований титановий присаджувальний дріт марки 2В діаметром 3 мм, рекомендований для титанового сплаву ПТ-3В. Зварювання виконувалось з накладенням зовнішнього керуючого магнітного поля для відхилення дуги. У роботі було застосовано вольфрамові електроди марки ЕВІ-2 діаметром 5 мм. Здійснювалось зварювання на постійному струмі прямої полярності. Використовувалось джерело зварювального струму ВДУ-501. Величина струму зварювання обиралась в межах 420...480 А, напруга на дузі підтримувалась системою автоматичного регулювання напруги на дузі на рівні 12 В. Швидкість подавання присаджувального дроту марки 2В діаметром 3 мм у зварювальну ванну змінювалась в межах 64...82 м/г.

Збирання деталей під зварювання проводилося із застосуванням підкладки, що залишається, яку вручну приварюють зі зворотного боку деталі [17] (рис. 1). Ця підкладка слугує нижньою стінкою вузького зазору при виконанні першого проходу. Після виконання кореневого проходу виконувались заповнюючі проходи. Для зварювання стику завтовшки 65 мм потрібно 13 проходів, тобто відбувається наплавлення шару металу завтовшки 5 мм при зварюванні за існуючою технологією. Якщо збільшити товщину шару металу, що наплавляється за один прохід, продуктивність процесу виконання зварного з'єднання загалом збільшиться.

Схему процесу багатошарового зварювання наведено на рис. 2. Зварювання виконується вольфрамовим електродом, що опускається у вузький зазор. При цьому дріт, що присаджується, подається перпендикулярно до електрода в головну частину зварювальної ванни. Керуюче магнітне поле створює спеціальний електромагніт з вузьким осердям, розміщеним у вузькому зазорі [17]. У результаті взаємодії магнітного поля зі струмом дуги виникає

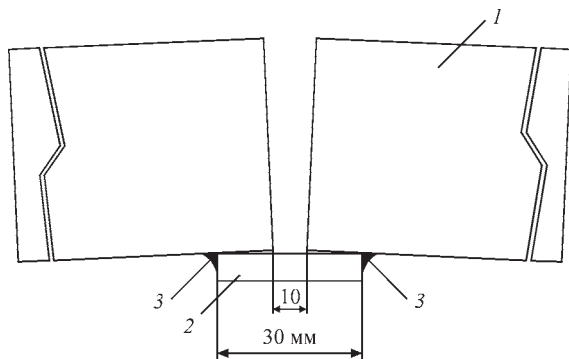


Рис. 1. Схema збирання зразків під зварювання: 1 – бокові стінки вузького зазору; 2 – підкладка, що залишається; 3 – зварні шви для приварювання підкладки до бокових стінок

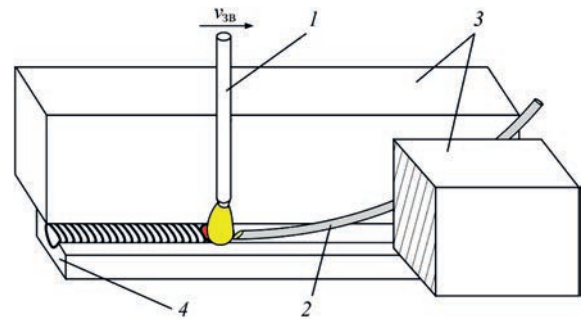


Рис. 2. Схema процесу багатошарового зварювання у вузький зазор вольфрамовим електродом: 1 – вольфрамовий електрод; 2 – присаджувальний дріт; 3 – плити, що зварюються; 4 – приварена підкладка, що залишається

сила Лоренца, яка відхиляє дугу та призводить до зміщення анодної плями до бокової стінки.

Схему оплавлення бокових стінок вузького зазору при зварюванні у вузький зазор вольфрамовим електродом із зовнішнім керуючим магнітним полем показано на рис. 3. Величина зміщення анодної плями на бокову стінку пропорційна значенню магнітної індукції керуючого магнітного поля. З наведеної схеми можна зробити висновок, що для того, щоб забезпечити гарантоване сплавлення шару металу шва заввишки h_z з боковою стінкою, необхідно відхиляти зварювальну дугу так, щоб анодна пляма піднялася по боковій стінці на відповідну висоту h_z та оплавила метал.

Режими зварювання з різними значеннями погонної енергії та значеннями магнітної індукції керуючого магнітного поля, які забезпечують якісне формування поверхні наплавленого валика та відсутність несплавлень наплавленого металу шва з боковими стінками зварних з'єднань титанового сплаву ПТ-3В, наведені в табл. 1. Макрошліфи зварних з'єднань наведено на рис. 4.

Зварювання за параметрами режиму № 1 та № 3 забезпечують якісне формування поверхні наплавленого валика зразка титанового сплаву ПТ-3В. Причому ЗВЗ з керуючим магнітним полем із найбільшою швидкістю подачі присад-

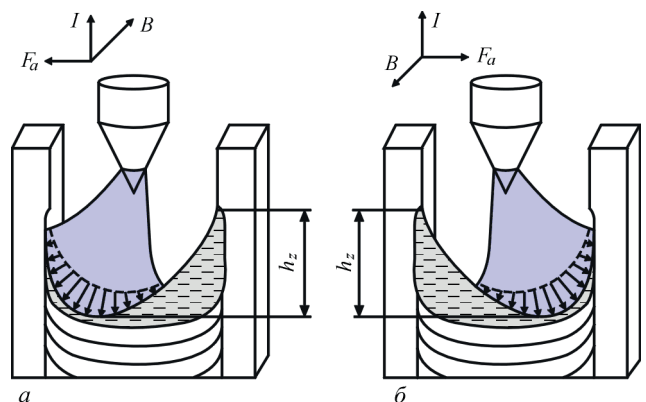


Рис. 3. Схema оплавлення бокових стінок вузького зазору та розташування зварювальної дуги: а, б – крайні положення; h_z – висота шару металу шва, що наплавляється

Таблиця 1. Режими зварювання у вузький зазор вольфрамовим електродом титанового сплаву ПТ-3В із зовнішнім керуючим магнітним полем

Номер режиму	Швидкість зварювання $V_{зв}$, м/год	Індукція керуючого магнітного поля, мТл	Струм зварювання $I_{зв}$, А	Погонна енергія (повна), кДж/м	Швидкість подачі присаджувального дроту, м/г
1	8	8	420	2268	64
2	5	8	480	4147	64
3	8	11	450	2430	82

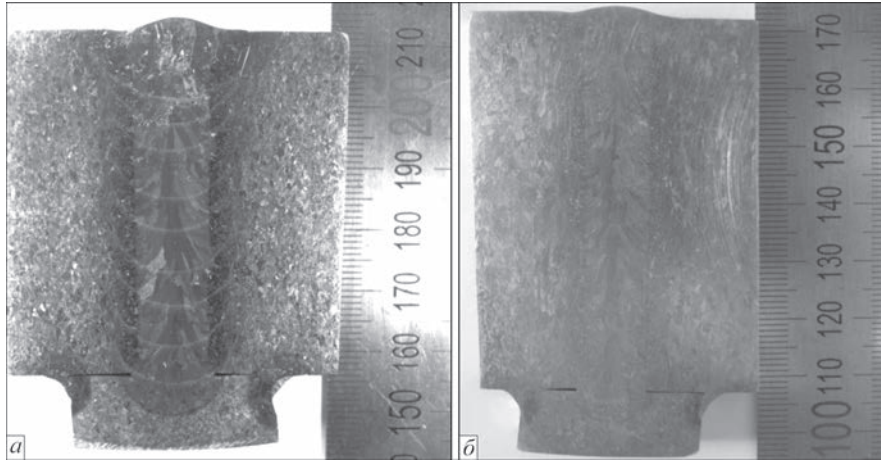


Рис. 4. Поперечні макрошліфи зварних з'єднань титанового сплаву ПТ-3В, виконаного ЗВЗ з керуючим магнітним полем: *a* – зварне з'єднання завтовшки 45 мм, режим № 1; *б* – зварне з'єднання завтовшки 65 мм, режим № 3

жувального дроту на рівні 82 м/год (режим № 3, табл. 1) забезпечує найбільшу висоту наплавленого за один прохід шару металу завтовшки 7 мм. Слід зазначити, що при збільшенні швидкості подачі присаджувального дроту без збільшення значень магнітної індукції керуючого магнітного поля на режимі № 2 в металі швів фіксуються утворення несплавлень. Для того щоб підвищити продуктивність одного проходу і наплавляти за один прохід шар металу завтовшки 7 мм, потрібно зменшення швидкості зварювання та збільшення зварювального струму до 480 А. Це відповідає режиму № 2 (табл. 1), що відрізняється великим значенням погонної енергії процесу зварювання (4147 кДж/м).

Якщо збільшувати значення магнітної індукції керуючого магнітного поля з 8 до 11 мТл, збільшується висота переміщення анодної плями на бокову

стінку вузького зазору та висота шару металу шва, що наплавляється, h_z (див. рис. 4). У цьому випадку можливе збільшення швидкості подачі присаджувального дроту та можливо наплавляти шар металу завтовшки 7 мм без зниження швидкості зварювання та з незначним збільшенням погонної енергії процесу зварювання режим, № 3 (табл. 1).

Дослідження мікроструктури зварних з'єднань титанового сплаву ПТ-3В, виконаних ЗВЗ з керуючим магнітним полем. Титановий сплав ПТ-3В і присаджувальний зварювальний дріт марки 2В відносяться до групи псевдо- α сплавів. Сплав ПТ-3В містить, мас. %: Fe – до 0,25; С – до 0,1; Si – до 0,12; V – 1,2...2,5; N – до 0,04; Ti – 91,39...95; Al – 3,5...5,0; Zr – до 0,3; O – до 0,15; H – до 0,006, інші домішки – 0,3. При ЗВЗ з керуючим магнітним полем в метал шва потрапляє не більше 10 % основного металу [4].

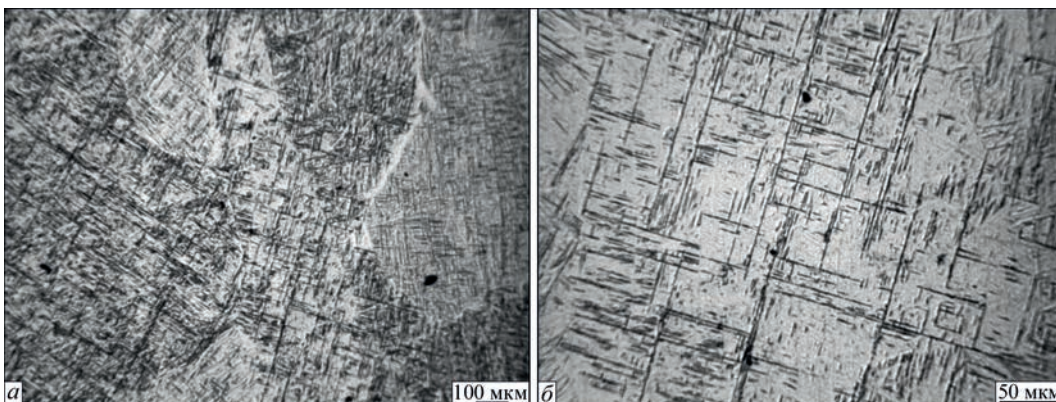


Рис. 5. Мікроструктура основного металу титанового сплаву ПТ-3В

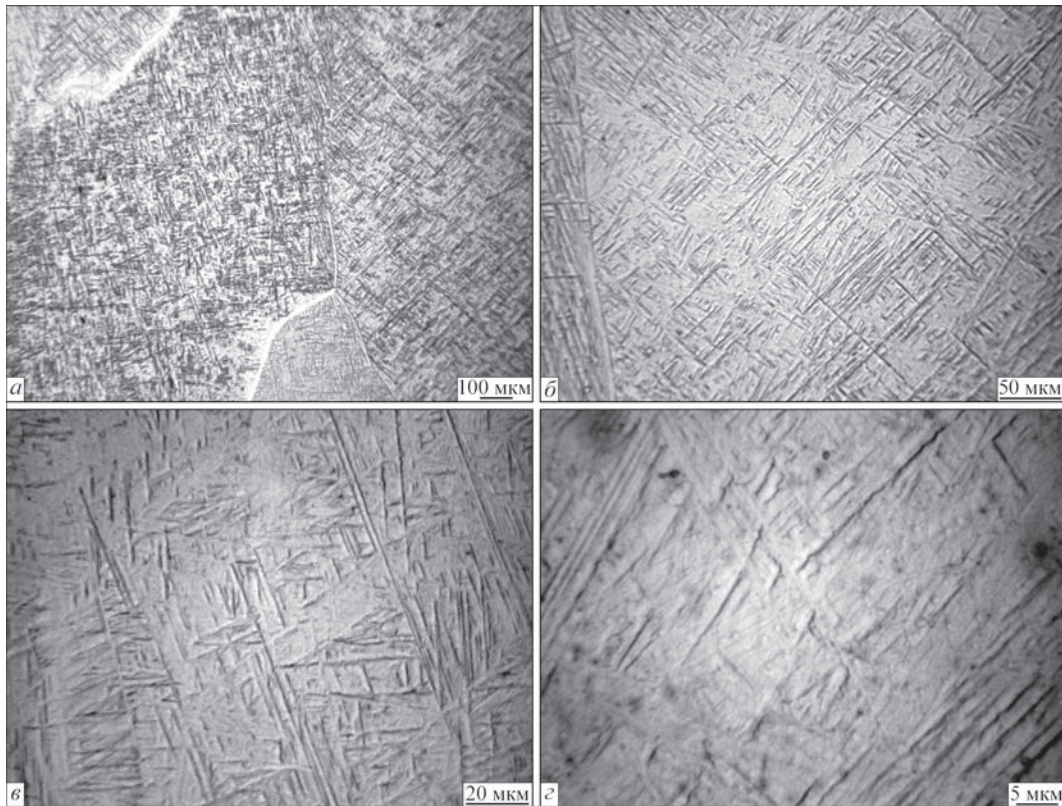


Рис. 6. Мікроструктура металу шва титанового сплаву ПТ-3В, виконаного ЗВЗ з керуючим магнітним полем

Мікроструктура основного металу сплаву ПТ-3В представлена на рис. 5. Структура основного металу складається з рівновісних первинних β -зерен різного розміру, обрмлених стрічкою суцільної або переривчастої α -фази (рис. 5, *a*) завтовшки до 15 мкм. Внутрішньозеренна структура складається з пластинчастої α -фази (рис. 5, *б*) завтовшки до 1,5 мкм (рис. 5, *б*). У проміжках між α -пластинами можлива присутність невеликої кількості β -фази, яка не завжди виявляється при дослідженні на оптичному мікроскопі.

Мікроструктура металу шва сплаву ПТ-3В, виконаного ЗВЗ на режимі № 3, в його середній частині представлена на рис. 6. У металі шва утворюються рівновісні та витягнуті первинні зерна різних розмірів. Незважаючи на відмінності конфігурації та розмірів первинних зерен, внутрішньо-

зеренна мікроструктура металу шва, виконаного ЗВЗ з дротом марки 2В (рис. 6, *a, б*) пластинчастого типу, дуже схожа на мікроструктуру основного металу. Мікроструктури металу швів, виконаних на режимах № 1 і № 2, аналогічні (рис. 6, *г*).

Мікроструктура металу шва сплаву ПТ-3В, виконаного ЗВЗ на режимі № 3, в зоні сплавлення наведена на рис. 7. У зоні сплавлення спостерігається утворення дрібних первинних зерен (рис. 7, *a*), у той час як внутрішньозеренна структура подібна до структури основного металу (рис. 7, *б*).

Мікроструктура металу зони термічного впливу (ЗТВ) відразу за зоною сплавлення, а саме ділянка великого зерна сплаву ПТ-3В, виконаного ЗВЗ на режимі № 3, представлена на рис. 8. Метал цієї зони складається з рівновісних первинних зерен (рис. 8, *a*) з мікроструктурою, близькою до вну-

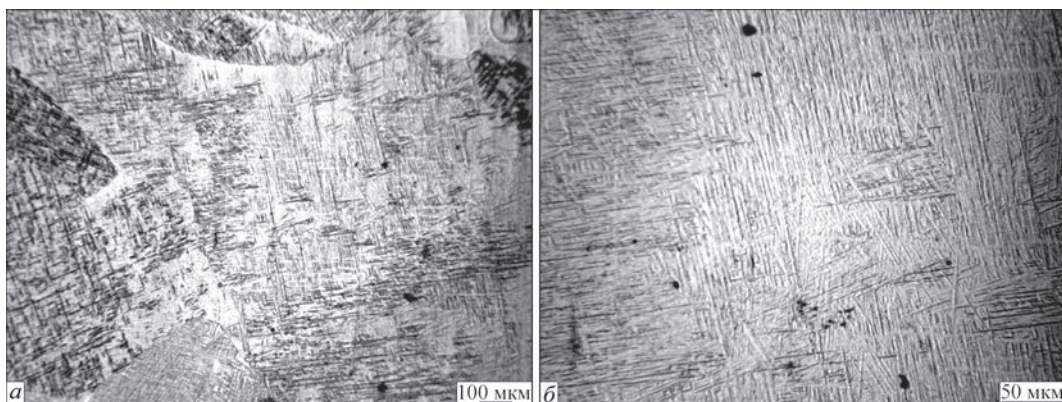


Рис. 7. Мікроструктура металу зони сплавлення титанового сплаву ПТ-3В, виконаного ЗВЗ з керуючим магнітним полем

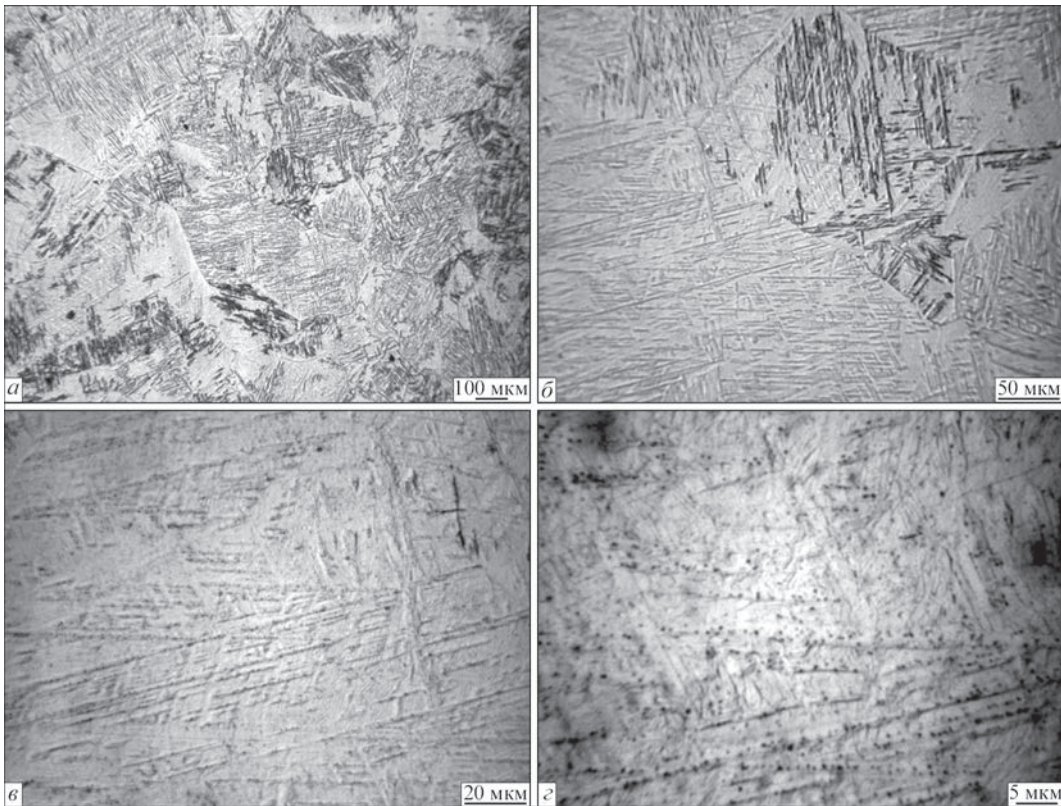


Рис. 8. Мікроструктура металу ЗТВ сплаву ПТ-3В, виконаного ЗВЗ з керуючим магнітним полем

трішньої структури в обсязі зерна металу шва (рис. 8, б, в). На рис. 8, г можна спостерігати розміщення дисперсних частинок другої фази, найімовірніше β-фази, вздовж границь α-пластин. Розміри таких частинок становлять 0,5 мкм і менше (рис. 8, г).

Мікроструктуру металу ЗТВ поблизу основного металу сплаву ПТ-3В, виконаного ЗВЗ на режимі № 3, наведено на рис. 9. Мікроструктура металу ЗТВ поблизу основного металу (рис. 9, а, б) також дуже подібна до інших ділянок зварного з'єднання сплаву ПТ-3В, виконаного ЗВЗ із застосуванням присаджувального дроту марки 2В.

Таким чином, мікроструктура металу швів, виконаних на режимах №№ 1, 2 та 3, аналогічна. Мікроструктура металу ЗТВ, виконаних на режимах №№ 1, 2 та 3, також аналогічна. Однак розміри ЗТВ з'єднань, виконаних на режимі № 2 (табл. 2), най-

більші, що пов'язано з найбільшим значенням погонної енергії процесу зварювання на режимі № 2.

Обговорення результатів. Встановлення механічних властивостей зварних з'єднань титанового псевдо-α сплаву ПТ-3В, виконаних ЗВЗ із зовнішнім керуючим магнітним полем, дозволило зробити висновок, що найнижчі значення міцності в стані після зварювання на рівні 617 МПа мають

Таблиця 2. Розміри шва та ЗТВ зварних з'єднань титанового сплаву ПТ-3В, виконаних зварюванням у вузький зазор вольфрамовим електродом із зовнішнім керуючим магнітним полем

Номер режиму	Висота шару, що наплавляється за один прохід, мм	Ширина шва, мм	Ширина ЗТВ, мм
1	5	11,6	2,85
2	7,1	12,4	4,95
3	7,0	11,5	2,75

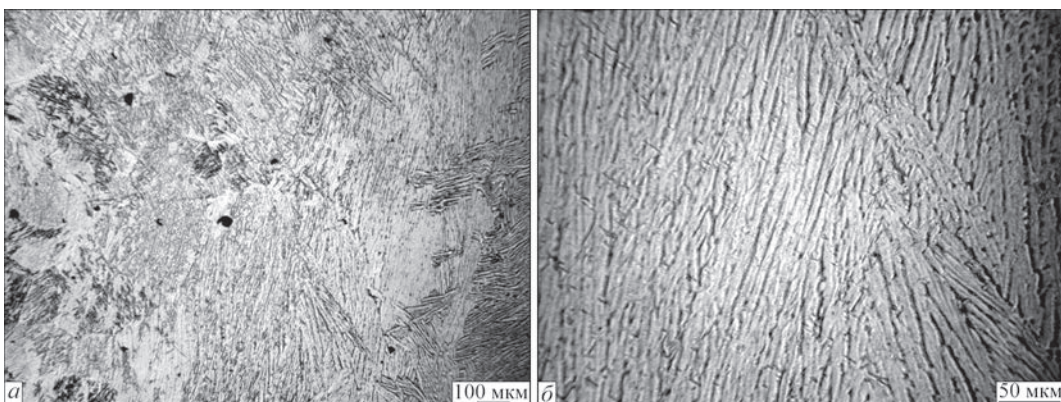


Рис. 9. Мікроструктура металу ЗТВ поблизу основного металу сплаву ПТ-3В, виконаного ЗВЗ з керуючим магнітним полем

Таблиця 3. Механічні властивості основного металу та зварних з'єднань титанового сплаву ПТ-3В, виконані ЗВЗ із зовнішнім керуючим магнітним полем*

Тип зразка, № режиму	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ²	
					Шов	ЗТВ
Основний метал ПТ-3В $\delta = 65$ мм	746,6	677,5	12,7	30,8	95,3	
Зварне з'єднання, режим № 1	643,2	603,5	12,7	41,2	107,4	77,9
Зварне з'єднання, режим № 2	617,4	559,7	9,0	38,7	112,2	77,7
Зварне з'єднання, режим № 3	636,5	583,4	14,0	46,2	104,7	79,0

Примітка. *Присаджувальний дріт 2В.

з'єднання, виконані на режимі № 2, зі значеннями погонної енергії зварювання 4147 кДж/м (табл. 3), що становить 82 % від міцності основного металу. Найбільші значення міцності в стані після зварювання на рівні 643 МПа мають зварні з'єднання, виконані на режимі № 1, з найменшими значеннями погонної енергії зварювання 2268 кДж/м (табл. 3), що становить 86 % від міцності основного металу. Значення міцності зварних з'єднань, виконаних на режимі № 3 з найбільшими значеннями магнітної індукції керуючого магнітного поля (11 мТл, див. табл. 1), знаходяться на рівні 636 МПа, що становить 85 % від міцності основного металу. Механічні властивості зварних з'єднань, виконаних на режимах № 1 та № 3, близькі. Для встановлення причин зниження міцності зварних з'єднань, виконаних на режимах № 2 з найбільшими значеннями погонної енергії зварювання і розмірами шва та ЗТВ, необхідні додаткові дослідження мікроструктури зварних з'єднань [17, 18].

Значення показників ударної в'язкості зразків з гострим надрізом металу шва для зварних з'єднань, виконаних на режимах №№ 1, 2, та 3, перевищують значення показника ударної в'язкості для основного металу. Це пов'язано з меншим вмістом легуючих елементів в металі шва, який складається на 90 % з присаджувального металу зварювального дроту марки 2В. Значення показників ударної в'язкості ЗТВ для зварних з'єднань, виконаних на режимах №№ 1, 2, та 3, менше за значення показника ударної в'язкості для основного металу.

Таким чином, встановлено можливість збільшення товщини шару металу шва, який наплавляється за один прохід, з 5 до 7 мм та підвищення загальної продуктивності процесу зварювання у вузький зазор титанового сплаву ПТ-3В за рахунок підвищення магнітної індукції керуючого магнітного поля до 11 мТл. Це дозволило забезпечити надійне оплавлення бокових стінок вузького зазору та отримати якісне зварне з'єднання. Механічні властивості зварних з'єднань, виконаних на режимі зі значеннями магнітної індукції керуючого магнітного поля 11 мТл, аналогічні властивостям зварних з'єднань, виконаних за існуючою технологією аргонодугового зварювання.

Застосування отриманих результатів дозволило запропонувати технологію зварювання титанового сплаву ПТ-3В змінної товщини, а саме завтовшки 45...65 мм за однакову кількість проходів.

Висновки

1. Визначено параметри режиму ЗВЗ із зовнішнім керуючим магнітним полем титанового сплаву марки ПТ-3В, що дозволяють наплавляти у вузький зазор завширшки 10 мм за один прохід шар металу завтовшки 7 мм.

2. Значення міцності зварних з'єднань сплаву марки ПТ-3В, виконаних ЗВЗ із присаджувальним дротом марки 2В на режимі зі значеннями магнітної індукції керуючого магнітного поля 11 мТл становлять 636 МПа або 85 % від міцності основного металу та аналогічні властивостям зварних з'єднань, виконаних за існуючою технологією аргонодугового зварювання.

3. Мікроструктура металу швів і ЗТВ сплаву марки ПТ-3В, виконаних ЗВЗ із присаджувальним дротом марки 2В на режимах з підвищеними значеннями індукції керуючого магнітного поля, аналогічні мікроструктурі металу швів, виконаних за існуючою технологією аргонодугового зварювання.

4. Застосування отриманих результатів дозволило запропонувати технологію зварювання титанового сплаву ПТ-3В змінної товщини, а саме завтовшки 45...65 мм за однакову кількість проходів.

Список літератури/References

1. Хори К., Ханэда М. (1999) Дуговая сварка в узкий зазор. *Журн. Япон. свароч. общества*, 3, 41–62.
2. Dak, G., Khanna, N., Pandey, C. (2023) Study on narrow gap welding of martensitic grade P92 and austenitic grade AISI 304L SS steel for ultra-supercritical power plant application. *Archiv.Civ.Mech.Eng.*, 23, 14. DOI: <https://doi.org/10.1007/s43452-022-00540-3>
3. Luo, Y., Zhang, Z.L., Zhou, C.F. et al. (2017) Effect of narrow groove MAG welding oscillation parameters on weld formation. *J. Hebei Univ. Sci. Technol.*, 38(1), 7–12. DOI: <https://doi.org/10.7535/hbkd.2017yx01002>
4. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Романюк В.С., Стесин В.В., Великий С.И., Семененко А.В., Полищук А.К. (2010) Сварка в узкий зазор высокопрочных титановых сплавов толщиной до 110 мм. *Автоматическая сварка*, 5, 44–48. Akhonin, S.V., Belous, V.Yu., Romanyuk, V.S., Stesin, V.V., Veliky, S.I., Semenenko, A.V., Polishchuk, A.K. (2010) Narrow-gap welding of up to 110 mm thick high-strength titanium alloys. *The Paton Welding J.*, 5, 34–37.

5. Jae-Ho Jun, Sung-Ryul Kim, Sang-Myung Cho (2016) A study on productivity improvement in narrow gap TIG welding. *J. of Welding and Joining*, 34(1), 68–74. DOI: <https://doi.org/10.5781/JWJ.2016.34.1.68>
6. Nguyen, D.H. (2014) *Research on droplet transfer and welding process of oscillation arc narrow gap GMAW*. Master's Thesis, Harbin Institute of Technology, Harbin, China.
7. Sun, Qing Jie, Hai Feng Hu, Xin Yuan, Ji Cai Feng (2011) Research status and development trend of narrow-gap TIG welding. *Advanced Materials Research*, 308, 1170–1176. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.308-310.1170>
8. Dong, Z., Tian, Y., Zhang, L. et al. (2024) Research status of high efficiency deep penetration welding of medium-thick plate titanium alloy: a review. *Defence Technology*, 45, 178–202. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.dt.2024.08.004>
9. Fang, D.S. (2017) *Study on the characteristics of three-wire indirect arc and its thick-wall narrow gap welding process under gas protection*. Ph.D. Thesis, Dalian University of Technology, Dalian, China.
10. Белоус В.Ю., Ахонин С.В. (2011) Формирование сварного соединения при сварке титана в узкий зазор с управляющим магнитным полем. *Автоматическая сварка*, 4, 22–26. Belous, V.Yu., Akhonin, S.V. (2011) Formation of narrow-gap welded joints on titanium using the controlling magnetic field. *The Paton Welding J.*, 4, 19–22.
11. Shoichi, M., Yukio, M., Koki, T. et al. (2013) Study on the application for electromagnetic controlled molten pool welding process in overhead and flat position welding. *Sci. Technol. Weld. Join.*, 18, 38–44. DOI: <https://doi.org/10.1179/1362171812Y.00000000070>
12. Ding, L., Qin, B., Ge, K. et al. (2023) Microstructures and mechanical properties of thick Ti–6Al–3Nb–2Zr–1Mo joint by magnetron-controlled narrow gap TIG welding. *Metals and Materials International*, 29(8), 2304–2315. DOI: <http://dx.doi.org/10.1007/s12540-022-01367-6>
13. Wang, J., Sun, Q., Feng, J. et al. (2017) Characteristics of welding and arc pressure in TIG narrow gap welding using novel magnetic arc oscillation. *The International J. of Advanced Manufacturing Technology*, 90, 413–420. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-016-9407-5>
14. Wan, L., Huang, Y., Lv, S. et al. (2016) Narrow-gap tungsten inert gas welding of 78-mm-thick Ti–6Al–4V alloy. *Materials Science and Technology*, 32(15), 1545–1552. DOI: <https://doi.org/10.1080/02670836.2015.1131941>
15. Fang, N., Guo, E., Huang, R. et al. (2021) Effect of welding heat input on microstructure and properties of TC4 titanium alloy ultra-narrow gap welded joint by laser welding with filler wire. *Materials Research Express*, 8(1), 016511. DOI: <http://dx.doi.org/10.1088/2053-1591/abd4b3>
16. Xinyu Bao Yonglin Ma, Shuqing Xing, Yongzhen Liu, Weiwei Shi (2022) Effects of pulsed magnetic field melt treatment on grain refinement of Al–Si–Mg–Cu–Ni alloy direct-chill casting billet. *Metals*, 12(7), 1080. DOI: <https://doi.org/10.3390/met12071080>
17. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В. та ін. (2023) TIG зварювання у вузький зазор сталі 20 підвищеної товщини. *Автоматичне зварювання*, 6, 21–26. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2023.06.04> Akhonin, S.V., Bilous, V.Yu., Selin, R.V. et al. (2023) Narrow-gap TIG welding of thick steel 20. *The Paton Welding J.*, 6, 18–23. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2023.06.03>
18. Yujun Hu, Hongjin Zhao, Xuede Yu et al. (2022) Research progress of magnetic field regulated mechanical property of solid metal materials. *Metals*, 12, 1988. DOI: <https://doi.org/10.3390/met12111988>

NARROW GAP WELDING OF TITANIUM ALLOY PT3V WITH A CONTROL MAGNETIC FIELD

S.V. Akhonin, V.Yu. Bilous, R.V. Selin, I.K. Petrichenko, L.M. Radchenko, S.B. Rukhansky

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

E-mail: belousvy@gmail.com

Tungsten inert gas (TIG) welding of titanium alloys in a narrow gap is a cost-effective and efficient method for joining thick titanium alloy structures. The technology of narrow-gap welding of titanium alloys with a magnetically-controlled arc enables a wide range of welding parameter adjustments. This study considers the application of narrow-gap welding with a tungsten electrode and a control magnetic field for producing joints of titanium alloy PT3V plates with thicknesses of 45 mm and 64 mm. The strength of the welded joints of PT3V titanium alloy produced by narrow-gap welding with a control magnetic field reaches 636 MPa, which is 85 % of the base metal strength, and it is comparable to the properties of welded joints made using the conventional gas tungsten arc welding technology. Application of the obtained results allowed welding joints of titanium alloys with variable thicknesses ranging from 45 to 65 mm while maintaining the same number of passes. 18 Ref., 3 Tabl., 9 Fig.

Keywords: narrow-gap welding, titanium, titanium alloy, TIG welding, tungsten electrode, control magnetic field, heat input, structure, microstructure, mechanical properties, metallography

Отримано 25.02.2025

Отримано у переглянутому вигляді 04.04.2025

Прийнято 16.07.2025

Visit us at Schweissen & Schneiden 2025 and stop by the Paton Welding Institute in Hall 1, Booth 1A12 to learn about the future of welding and cutting. Our experts will be on hand to answer your questions, demonstrate the new MIAB welding system, and help you discover how WELDING can transform your workflow. Visit us and receive a free copy of "The Paton Welding Journal" 08_2025 and a 25% discount on a subscription to the journal in 2026.



ВПЛИВ РЕЖИМІВ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ОБРОБКИ ПОРОШКОВИХ ЗАГОТОВОК ІЗ ТВЕРДИХ СПЛАВІВ НА ФОРМУВАННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЕЧЕНИХ ВИРОБІВ

М.О. Сисоєв¹, В.М. Нестеренков¹, В.М. Бондар², Г.П. Кисла³

¹ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: sysoiev.maksym@tve.com.ua

²Східноукраїнський національний університет імені Володимира Даля. 01042, м. Київ, вул. Іоанна Павла II, 17.

E-mail: vovabondar2896@gmail.com

³ТОВ «ПлазмаТек». 21036, м. Вінниця, вул. Праведників світу, 18. E-mail: Kysla.halyna@tve.com.ua

Наведено результати дослідження впливу швидкості охолодження на структуру та властивості твердого сплаву ВК8, отриманого методом електронно-променевого спікання. Використання електронного променя забезпечує високу керованість процесів термічної обробки, що дає можливість регулювати швидкість охолодження твердосплавних зразків. У роботі використано порошок карбіду вольфраму, отриманий ТОВ «ПлазмаТек» хімічним методом із вторинної сировини. Методами металографічного та рентгенівського аналізів встановлено наявність двох фаз – карбіду вольфраму та β-твердого розчину на основі кобальту. У структурі відсутні η-фаза, вільний вуглець та пори. Показано, що зі збільшення часу охолодження відбувається зростання кристалів карбіду вольфраму. За твердістю та тріщиностійкістю тверді сплави, отримані методом електронно-променевого спікання, не поступаються твердим сплавам, отриманим за традиційними технологіями. Бібліогр. 16, табл. 2, рис. 7.

Ключові слова: твердий сплав, електронно-променеве спікання, карбід вольфраму, швидкість охолодження, величина зерна

Вступ. Тверді сплави є групою матеріалів, що мають високу твердість, зносостійкість і є незамінними в певних умовах роботи. Серед них сплави системи карбід вольфраму–кобальт (WC–Co) найширше використовуються в умовах інтенсивного зносу. Причиною цього є унікальна комбінація механічних властивостей, таких як висока твердість (82...92 HRA, що перевищує твердість швидкорізальної сталі), зносостійкість, в'язкість руйнування та міцність на стиск. Крім того, сплави системи WC–Co забезпечують високі показники стійкості до корозії. Вміст зв'язуючого, розмір і розподіл частинок карбіду вольфраму є критичними факторами, що впливають на механічні властивості кермету WC–Co [1, 2].

Тверді сплави на сьогодні значно випереджають інші матеріали за обсягом використання для виготовлення різного роду металорізального, деформуючого та бурового інструменту, а також для виготовлення частин машин та обладнання, що експлуатується в умовах інтенсивного зносу та під дією високих температур і навантажень. Експлуатаційні властивості твердих сплавів залежать як від властивостей та співвідношення вихідних порошків, так і від технології отримання виробів.

Існує багато методів отримання твердих сплавів: спікання у вакуумі або газовому середовищі

[3–5]; вакуумно-компресійне спікання [6]; гаряче ізостатичне пресування [7]; електророзрядне або іскро-плазмове (spark plasma sintering – SPS) спікання [8]; мікрохвильове спікання [9]; високо-частотне індукційне спікання (HFHS) [10]. Для отримання твердосплавних деталей найширше використовують метод пічного спікання.

Під час традиційного пічного спікання твердих сплавів при появі рідкої фази спостерігається інтенсивне зростання карбідних зерен [11], що обумовлене процесом перекристалізації карбіду вольфраму через рідку фазу, а також «коалесценцією» – зростання сусідніх зерен WC внаслідок збігу їх кристалографічних площин при зміщенні цих зерен [12]. Електронно-променева технологія, яка в даний час використовується в адитивному виробництві твердих сплавів WC–Co [13, 14], може забезпечити високі швидкості спікання, а також, завдяки керованості самого процесу, дозволяє достатньо «тонко» керувати мікроструктурою сплаву.

Метою даного дослідження є встановлення впливу режимів спікання порошкових твердосплавних сумішей системи WC–Co електронним променем, а саме швидкості їх охолодження, на формування мікроструктури та властивостей консолидованих заготовок.

Сисоєв М.Ю. – <https://orcid.org/0000-0001-7243-2388>, Нестеренков В.М. – <https://orcid.org/0000-0002-7973-1986>,

Бондар В.М. – <https://orcid.org/0009-0008-3814-214X>, Кисла Г.П. – <https://orcid.org/0000-0003-0791-6903>

© М.О. Сисоєв, В.М. Нестеренков, В.М. Бондар, Г.П. Кисла, 2025

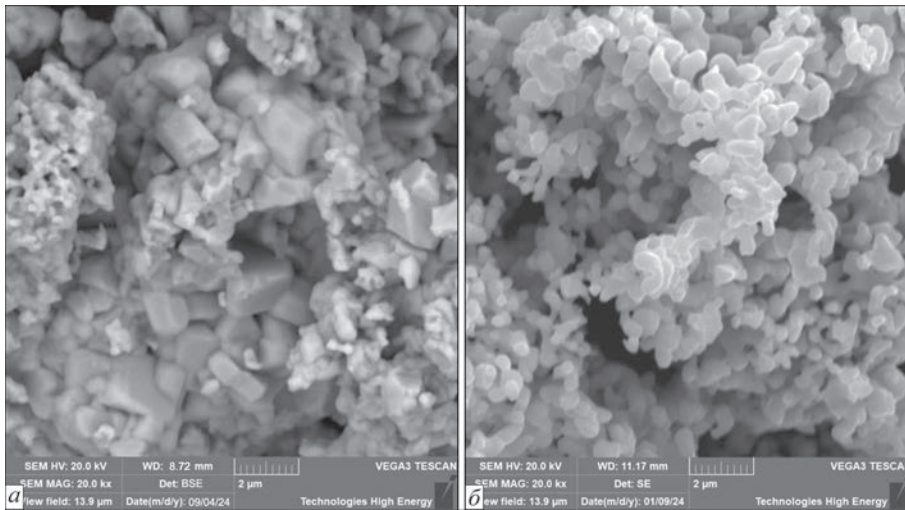


Рис. 1. Вихідні порошки: *a* – карбід вольфраму; *б* – кобальт

Матеріали та методи досліджень. В якості вихідних матеріалів використовували карбід вольфраму, отриманий переробкою вторинної сировини за хімічною технологією, удосконаленою ТОВ «ПлазмаТек»; порошок кобальту (8 мас. %) китайського виробництва. Для дослідження морфології порошків, мікроструктури зразків та визначення їх хімічного складу використовували скануючий електронний мікроскоп Tescan Vega 3 SBH EasyProbe з енергодисперсійним рентгенівським мікроаналізатором Bruker Quantax 610. Вміст вуглецю в порошок карбіду вольфраму визначали на приладі для визначення вуглецю LECO C744. Фазовий аналіз проводили на дифрактометрі Inel EQUINOX 1000. Твердість за Роквеллом (*HRA*) вимірювали на твердомірі NOVOTEST TC-P-Ц, твердість за Віккерсом та тріщиностійкість – на твердомірі компанії Innovatest, щільність визначали методом гідростатичного зважування на аналітичних вагах ANG220.

Морфологію вихідних порошків карбіду вольфраму та кобальту наведено на рис. 1. Розмір частинок порошку карбіду вольфраму становить 0,5...3,0 мкм, кобальту – 0,2...1,0 мкм. Загальний вміст вуглецю в карбіді вольфраму 6,2 %, фазовий склад порошку відповідає монокарбіду вольфраму (WC).

Пресовки діаметром 8 мм та завдовжки 30 мм були виготовленні за традиційною технологією. Відгонка пластифікатора та попереднє спікання відбувалися в середовищі водню за температури 1150 °С. Електронно-променево спікання проводили за режимами, наведеними на рис. 2. Нагрів зразків до температури спікання (1400 ± 20 °С) відбувався шляхом поступового збільшення струму променя від 0 до 40 мА протягом 3 хв, витримка – 2 хв, охолодження зразків проводили за п'ятьма режимами: 1 – вимкнення електронного променя;

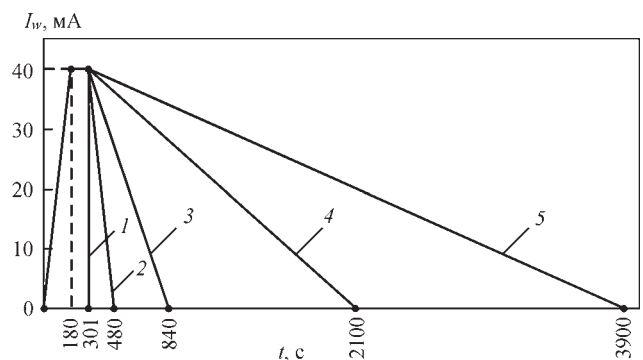


Рис. 2. Режими спікання зразків WC–Co електронним променем

2 – зменшення струму електронного променя від 40 до 0 мА протягом 3 хв; 3 – 9; 4 – 30; 5 – 60. При цьому швидкість охолодження від температури спікання (1400 °С) до 500 °С складала: для режиму 1 – 80...100 °С/с; 2 – 5...10; 3 – 2...5; 4 – 0,5...1,0; 5 – 0,2...0,5. Подальше охолодження (від 500 °С до кімнатної температури) відбувалось за рахунок конвекції.

Установка для електронно-променевого спікання. Для дослідження впливу режимів спікання на формування мікроструктури та властивостей сплавів ВК8 використовували промислову установку СВ 229, спеціально розроблену на замовлення ТОВ «ПлазмаТек» в ІЕЗ ім. Є.О. Патона для електронно-променевої обробки (ЕПО) заготовок із порошкових матеріалів на основі карбіду вольфраму та кобальту (WC–Co). Установка (рис. 3) призначена для електронно-променевого спікання заготовок з циліндричною зовнішньою поверхнею, початковим діаметром 6...80 мм і завдовжки до 30 мм. У базовій комплектації установки передбачено оснащення лише для трьох типорозмірів заготовок (діаметр і довжина відповідно): 30×30, 25×25 і 15×15 мм.

Вакуумна камера об'ємом близько 0,5 м³ установки (1, рис. 3) виготовлена з нержавкої сталі,



Рис. 3. Установка СВ 229 для електронно-променевої обробки: 1 – вакуумна камера; 2 – оглядовий ілюмінатор; 3 – електронно-променева гармата; 4 – вакуумна система; 5 – шафа керування; 6 – силова шафа; 7 – шафа зварювального високовольтного джерела живлення; 8 – завантажувальний пристрій для барабаних магазинів деталей

стілки та двері камери охолоджуються водою. Товщина стінок камери та дверей забезпечує як механічну міцність, так і біологічний захист обслуговуючого персоналу від рентгенівського випромінювання. Камеру обладнано оглядовим ілюмінатором (2, рис. 3) для візуального спостереження процесів спікання, а також високотемпературним пірометром OPTRIS CTratio 2M (діапазон вимірювання температур 550...3000 °C) та відеокамерою загального спостереження. На верхній стінці камери встановлено блок електронно-променевої гармати (3, рис. 3). Зварювальна гармата тріодного типу комплектується електронною оптикою, катодом, анодом і керуючим електродом (венельтом); струм електронного пучка – до 200 мА. Конструкція гармати відрізняється компактністю та простотою обслуговування.

Задня стінка камери має фланець з внутрішнім діаметром 400 мм для приєднання вакуумної системи. Вакуумна система (4, рис. 3) установки зібрана із комплектуючих відомих виробників Leybold, Pfeiffer та Ebara. Продуктивність вакуумної системи установки достатня для створення тиску у вакуумній камері $2 \cdot 10^{-4}$ мбар і, відповідно, $5 \cdot 10^{-5}$ мбар у гарматі приблизно за 15 хв.

Робоче місце оператора установки знаходиться праворуч від вакуумної камери перед шафою керування (5, рис. 3). Справа від шафи керування розміщена силова шафа (6, рис. 3) з пускорегулюючою апаратурою вакуумної системи та керуючими елементами системи SIEMENS Sinamics S120. Ще правіше розміщена шафа зварювального високовольтного джерела живлення 15 кВт/60 кВ інверторного типу (7, рис. 3).

У технологічному циклі ЕПО задіяні барабаний магазин для деталей (8, рис. 3); механізм

робочого обертання деталей (обертач), на якому безпосередньо та виконується ЕПО; механізм позадвожньої подачі деталей при їх завантаженні на обертач та вивантаженні з нього та піддон для оброблених деталей. Основні технічні характеристики установки СВ 229 наведено нижче.

Характеристики електронно-променевого обладнання

Загальні габарити зварювальної установки, мм:

довжина 3500*
 ширина 5000*
 висота 2300*

Внутрішні розміри вакуумної камери, мм:

довжина 800*
 ширина 750*
 висота 850*

Вага установки, кг 6000*

Робочий вакуум у вакуумній камері, мбар, не гірше $2 \cdot 10^{-4}$

Час відкачування чистої, сухої і порожньої вакуумної камери до робочого вакууму, хв, не більше 15

Робочий вакуум у зварювальній гарматі, мбар, не гірше $5 \cdot 10^{-5}$

Натікання в чисту, порожню і суху вакуумну камеру, мбар·л/с, не більше $2 \cdot 10^{-3}$

Механізм обертання деталей:
 частота обертання для деталі діаметром 30 мм, об/с 0,5...3

Механізм подачі деталей:
 максимальна величина лінійного переміщення деталі, мм 300*

точність лінійного переміщення деталі, мм $\pm 0,25$

Електронно-променева гармата та високовольтне джерело інверторного типу:

потужність високовольтного джерела живлення, кВт 12

номінальна прискорювальна напруга, кВ 60

стабільність прискорювальної напруги, % $\pm 0,15$

струм електронного пучка (з кроком зміни 0,1 мА), мА 0,5...200

стабільність струму пучка згідно з ISO 14744-1, %, макс. ± 1

робочий діапазон регулювання фокусної відстані електронного пучка, мм 500...600*

кут відхилення електронного пучка, град. $\pm 3,5$

стабільність струму фокусуєчої лінзи згідно з ISO 14744-1, %, макс. $\pm 0,5$

Час гарантованої роботи катода, год 50

Система водяного охолодження:
 автономна замкнута система на базі чилера e

Загальні технічні вимоги:

електричне живлення (відповідно до стандарту Німеччини DIN EN 60 204, п. 4.3) 380 В, 50/60 Гц

споживана потужність, кВА, макс. 55*

окреме заземлення < 2 Ом; 35 мм²

температура в приміщенні, °C 15...25

відносна вологість (при 25 °C), %, не більше 70

тиск стисненого повітря, кг/см², не менше 5
 клас чистоти стисненого повітря (згідно з ISO 8573-1: 2010) 7:4:4

Застосування електронного променя дає можливість регулювати швидкості нагрівання та охолодження, що забезпечує керованість процесу спікання та, як наслідок, керування структурою отриманих деталей.

Результати дослідження. Охолодження після спікання твердих сплавів системи WC-Co призводить до виникнення напруженого стану, що обумовлено різницею коефіцієнтів термічного розширення фазових складових. Коефіцієнт термічного

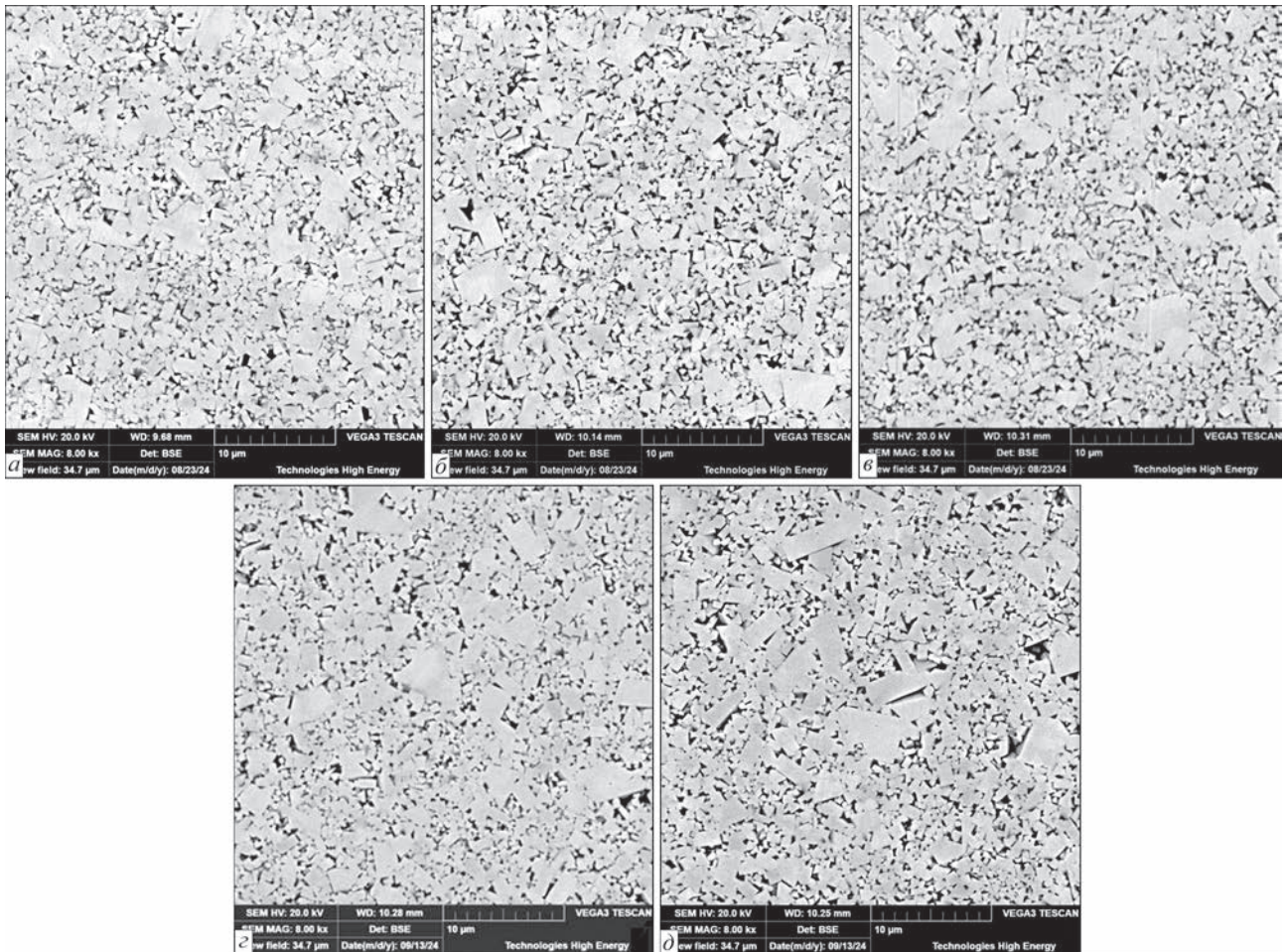


Рис. 4. Мікроструктури спечених зразків, отриманих при різних швидкостях охолодження: а – час охолодження 1 с; б – 3 хв; в – 9; г – 30; д – 60

розширення кобальту майже в три рази вищий, ніж для карбиду вольфраму, тому при охолодженні в процесі спікання в карбіді вольфраму виникають стискаючі напруження, величина яких може сягати 1000 МПа, а в кобальті, відповідно, виникають напруження розтягу до 2000 МПа [15]. Характерно, що на величину цих напружень впливає співвідношення фазових складових, причому збільшення вмісту кобальту до 12 % призводить до зменшення напружень розтягу в ньому в 3...4 рази. Збільшення швидкості охолодження після спікання призводить до суттєвого зростання напружень і, відповідно, впливає на властивості твердих сплавів [15]. Методом гідростатичного зважування встановлено щільність отриманих зразків 14,75...14,8 г/см³. Спечені зразки розрізали вздовж циліндра та досліджували за допомогою растрової електронної мікроскопії (рис. 4).

Відповідно до квазібінарного розрізу (рис. 5) потрібної діаграми стану W–C–Co рідка фаза утворюється при температурі плавлення подвійної евтектики – близько 1320 °С.

При температурах обробки зразків електронним променем вище 1340 °С спостерігається ін-

тенсивна усадка заготовок. Повне ущільнення досягається досить швидко ≈ 1 хв. Така швидка усадка обумовлена появою рідкої фази. У перші моменти спікання, після утворення рідкої фази, відбувається переміщення зерен карбиду вольфраму під дією сил поверхневого натягу.

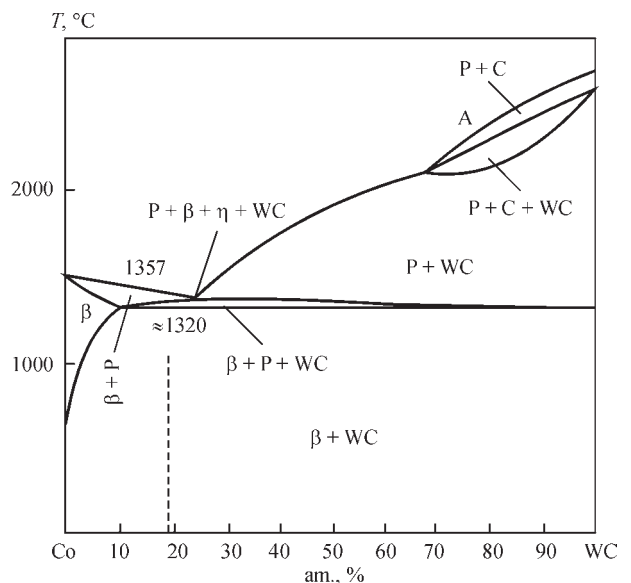


Рис. 5. Вертикальний розріз потрібної діаграми W–C–Co [11]

Таблиця 1. Твердість і тріщиностійкість твердих сплавів з різним часом охолодження

Час охолодження, хв	HRA	K_{1C} , МПа·м ^{1/2}	HV ₃₀ , ГПа
0	89,5...90,7	18,6	15,5
3		17,2	15,6
9		18,5	15,6
30		15,2	15,7
60		16,8	14,1

Мікроструктура отриманих зразків формується у вигляді матриці з кобальту, в якій містяться огранені зерна карбіду вольфраму. У зразках з мінімальним часом охолодження, а також охолоджених протягом 3 та 9 хв структура ідентична, помітного зростання зерен карбіду вольфраму не спостерігається (0,5...4,0 мкм). При охолодженні протягом 30 та 60 хв спостерігається зростання зерен карбіду вольфраму до 6...10 мкм (рис. 6). Рушійною силою для зростання зерен WC під час спікання є мінімізація міжфазної енергії, а отже, вона пропорційна питомій площі границі зерна WC та кобальту. Оскільки у вихідному порошку карбіду вольфраму наявні як дрібні зерна (0,2 мкм), так і крупніші (3 мкм), то відповідно до ефекту Гіббса-Томсона при утворенні рідкої фази відбувається розчинення в ній дрібних зерен WC (за рахунок їх високої поверхневої енергії) з подальшим осадженням на крупних більш стабільних зернах, що призводить до їх зростання. Таким чином, процес перекристалізації включає: 1 – розчинення дрібних частинок (перехід атомів з поверхні частинок у розплав); 2 – дифузію атомів у рідині; 3 – осадження розчиненої речовини на крупних зернах.

Крім зростання зерен відбувається «коалесценція» зерен за рахунок їх незначного зміщення одне щодо іншого та з'єднання (злиття) через збіг однакових кристалографічних площин.

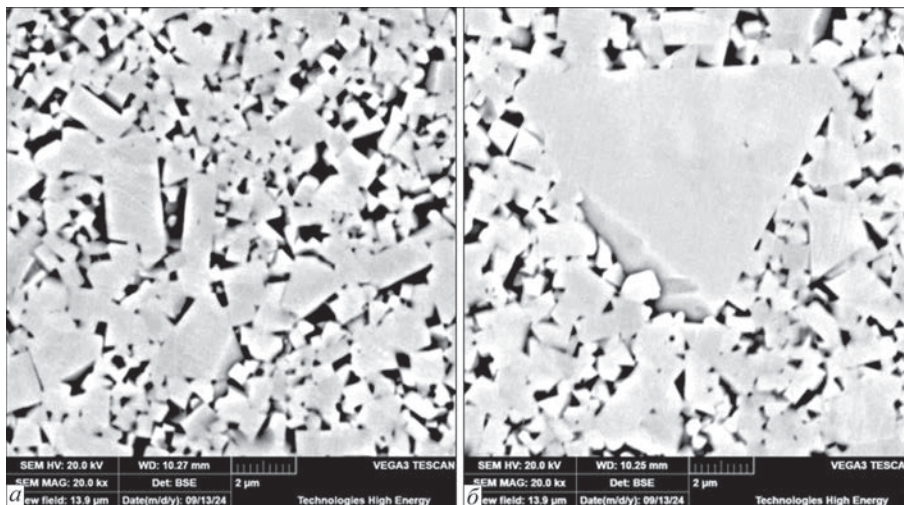


Рис. 6. Зерна WC, що виростили під час охолодження протягом: а – 30; б – 60 хв

Таблиця 2. Властивості твердих сплавів іноземних виробників

Виробник	Вміст зв'язки, %	HRA	K_{1C} , МПа·м ^{1/2}	HV ₃₀ , ГПа
Ceratizit, CTF12	6	92,1	9,9	16,2
Ceratizit, CTM17	8,5	90,4	11,3	14
Ceratizit, CTE20	10	87,6	18	11,2
Taegutec, UF10	10	92	14,7	16
Mitsubishi, GTi15	8	90	14,7	–

Тобто збільшення часу охолодження призводить до збільшення кількості крупних зерен карбіду та утворення суцільних контактів між ними. Рушійною силою для цього етапу є зменшення поверхневої енергії границь карбідних частинок. Для запобігання зростанню зерен карбіду вольфраму найчастіше використовують інгібітори зростання, такі як карбід хрому та ванадію, які додають у вихідну шихту в кількості до 0,5 % [16].

При дослідженні впливу часу охолодження на механічні властивості зразків твердих сплавів визначали твердість і тріщиностійкість отриманих матеріалів. Дослідження проводили методом індентування при навантаженні на індентор 30 кг, результати наведено в табл. 1. У табл. 2 наведено властивості твердих сплавів іноземних виробників.

Що характерно, для отриманих зразків зі збільшенням часу охолодження спостерігається зменшення твердості зразків і зменшення тріщиностійкості. Така поведінка може бути пояснена наступним: вольфрам і вуглець, що при спіканні твердого сплаву розчиняються в рідкій фазі, не встигають викристалізуватися у вигляді карбіду вольфраму при великій швидкості охолодження. Тоді металева матриця з кобальту по суті є твердим розчином, що викликає додаткові напруження в матеріалі та не дає розвинути тріщині при індентуванні. По мірі збільшення часу охолодження кількість твердого розчину зменшується,

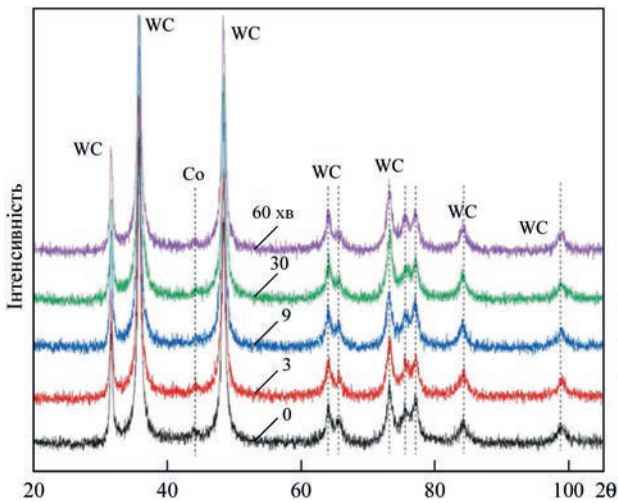


Рис. 7. Дифрактограми, отримані від зразків твердого сплаву складу WC–8Co з різним часом охолодження

відповідно тріщиностійкість падає. Для встановлення фазового складу проводили рентгенофазові дослідження. Дифрактограми отриманих зразків наведено на рис. 7.

Як видно з отриманих результатів, дифракційні максимуми від WC для всіх зразків знаходяться симетрично один щодо одного, зміщення піків не спостерігається. Для кобальту визначається дифракційний максимум, що відповідає кубічній ґратці. η-фаза та вільний вуглець за допомогою рентгенофазового аналізу не виявлені.

Висновки

Показано, що використання електронно-променевого нагріву забезпечує отримання зразків із твердих сплавів, що за характеристиками не поступаються світовим аналогам, отриманим методами гарячого пресування та компресійного спікання.

За допомогою мікроструктурних досліджень показано, що при збільшенні часу охолодження діапазон розміру зерен карбіду вольфраму збільшується з 0,4...4,0 до 0,4...10,0 мкм.

Експериментально встановлено, що зміна часу охолодження зразків впливає на мікромеханічні характеристики твердого сплаву. Тріщиностійкість твердосплавного матеріалу, отриманого електронно-променевою обробкою, становить 18,6 МПа·м^{1/2}, тоді як для зразків, близьких за хімічним і гранулометричним складом, отриманих компресійним спіканням, становить порядку 14 МПа·м^{1/2}.

Список літератури

1. Upadhyaya, G.S. (2001) Materials science of cemented carbides – an overview. *Materials & Design*, 22(6), 483–489. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0261-3069\(01\)00007-3](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(01)00007-3)
2. Zak Fang, Xu Wang, Taegong Ryu et al. (2009) Synthesis, sintering and mechanical properties of nanocrystalline ce-

mented tungsten carbide – a review. *International J. of Refractory Metals and Hard Materials*, 27(2), 288–299. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2008.07.011>

3. Фальковский В.А., Клячко Л.И. (2005) *Твердые сплавы*. Москва, Изд. дом «Руда и металлы».
4. Falkovsky, V.A., Klyachko, L.I. (2005) *Hard alloys*. Moscow, Publish. House «Ruda i Metally» [in Russian]
5. Харченко О.В., Прокопів М.М., Сердюк Ю.Д. (2010) Структура твердих сплавів групи WC–Co після спікання в газовому середовищі. *Сверхтвердые материалы*, 2, 96–98.
6. Kharchenko, O.V., Prokopiv, M.M., Serdyuk, Yu.D. (2010) Structure of hard alloys of the WC Co group after aggregation in a gaseous medium. *Sverkhvordye Materialy*, 2, 96–98 [in Ukrainian].
7. Бондаренко В.П., Павлоцкая Э.Г. (1995) *Спекание вольфрамовых твердых сплавов в прецизионно контролируемой газовой среде*. Киев, Наукова думка.
8. Bondarenko, V.P., Pavlotskaya, E.G. (1995) *Sintering of tungsten hard alloys in a precision-controlled gas environment*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
9. Chen, H., Zwang, D., Li, Y., Chen, J. (2001) High performance sinter – HIP for hard metals. In: *Proc. 15 Intern. Plansee Seminar, Reutte, Austria, Vol. 2*, 180–188.
10. Chongbin Wei, Xiaoyan Song, Shixian Zhao et al. (2010) In-situ synthesis of WC–Co composite powder and densification by sinter-HIP. *International J. of Refractory Metals and Hard Materials*, 28(5), 567–571. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2010.04.002>
11. Kui Liu, Zhenhua Wang, Zengbin Yin et al. (2018) Effect of Co content on microstructure and mechanical properties of ultrafine grained WC–Co cemented carbide sintered by spark plasma sintering. *Ceramics International*, 44(15), 18711–18718. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2018.07.100>
12. Breval, E., Cheng, J.P., Agrawal, D.K. et al. (2005) Comparison between microwave and conventional sintering of WC/Co composites. *Materials Science and Engineering: A*, 391(1–2), 285–295. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.08.085>
13. Hwan-Cheol Kim, In-Jin Shon, In-Kyoon Jeong et al. (2007) Rapid sintering of ultrafine WC and WC – Co hard materials by high-frequency induction heated sintering and their mechanical properties. *Metals and Materials International*, 13, 39–45. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF03027821>
14. Чапорова И.Н., Чернявский К.С. (1975) *Структура и свойства спеченных твердых сплавов*. Москва, Металлургия.
15. Chaparova, I.N., Chernyavsky, K.S. (1975) *Structure and properties of sintered hard alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian]
16. Farag, S., Konyashin, I., Ries, B. (2018) The influence of grain growth inhibitors on the microstructure and properties of submicron, ultrafine and nano-structured hardmetals – A review. *International J. of Refractory Metals and Hard Materials*, 77, 2–30. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2018.07.003>
17. Atefeh, A., Javad, R.S.M., Zohreh, S., Filippo, B. (2020) A review of additive manufacturing of cermets. *Additive Manufacturing*, 33, 101130. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101130>
18. Yang, Y.K., Zhang, C.Q., Wang, D.Y. et al. (2020) Additive manufacturing of WC–Co hardmetals: a review. *The International J. of Advanced Manufacturing Technology*, 108, 1653–1673. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-020-05389-5>
19. Лошак М.Г. (1986) *Прочность и долговечность твердых сплавов*. Киев, Наукова думка.
20. Loshak, M.G. (1986) *Strength and durability of hard alloys*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
21. Farag, S., Konyashin, I., Ries, B. (2018) The influence of grain growth inhibitors on the microstructure and properties of submicron, ultrafine and nano-structured hardmetals – A review. *International J. of Refractory Metals and Hard Materials*, 77, 12–30. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2018.07.003>

THE EFFECT OF MODES OF ELECTRON BEAM PROCESSING OF POWDER BLANKS FROM VK8 ALLOY ON FORMATION OF THE MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF SINTERED PRODUCTS

M.O. Sysoiev¹, V.M. Nesterenkov¹, V.M. Bondar², H.P. Kysla³

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

E-mail: sysoiev.maksym@tve.com.ua

²East Ukrainian Volodymyr Dahl National University. 17 John Paul II Str., 01042, Kyiv, Ukraine. E-mail: vovabondar2896@gmail.com

³PlasmaTec LLC. 18 Pravednykiv Svitlu Str., 21036, Vinnytsia, Ukraine. E-mail: Kysla.halyna@tve.com.ua

The results of the study of the influence of the cooling rate on the structure and properties of the WC-8Co hard alloy obtained by the electron beam sintering method are presented. The use of an electron beam provides high controllability of the heat treatment processes, which allows regulating the cooling rate of hard alloy samples. The tungsten carbide powder obtained by PlasmaTek LLC by a chemical method from secondary raw materials was used in the paper. The presence of two phases - tungsten carbide and a cobalt β -based solid solution was established by metallographic and X-ray analysis methods. There is no η -phase, free carbon or pores in the structure. It is shown that tungsten carbide crystals grow with an increase in cooling time. In terms of hardness and crack resistance, hard alloys obtained by the electron beam sintering method are not inferior to hard alloys obtained by the traditional technologies. 16 Ref., 2 Tabl., 7 Fig.

Keywords: hard alloy, electron beam sintering, tungsten carbide, cooling rate, grain size

Отримано 28.04.2025

Отримано у переглянутому вигляді 03.06.2025

Прийнято 29.07.2025

ЗВАРЮВАННЯ. МЕТАЛУРГІЯ. МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Серія книг та монографій під редакцією академіка НАН України І.В. Кривцуна

Ахонін С.В., Березос В.О. Електронно-променева плавка зливків псевдо- β титанових сплавів.

— Київ: Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, 2021. — 88 стр. В монографії розглянуто особливості виробництва зливків псевдо- β сплавів титану методом електронно-променевої плавки. Детально досліджено механізми та закономірності поведінки легуючих елементів під час виготовлення зливків псевдо- β сплавів титану методом електронно-променевої плавки з використанням проміжної ємності. Показано особливості кристалізації рідкого металу зливків псевдо- β сплавів титану в умовах дії електронно-променевого нагріву. З урахуванням виявлених залежностей, на прикладі титанових сплавів BT19 та BT22 запропоновано оптимальні технологічні режими їх виготовлення методом електронно-променевої плавки, які забезпечують високий рівень якісних та техніко-економічних показників. Наведено характеристики хімічного складу, стану поверхні, макро- та мікроструктури зливків псевдо- β сплавів титану. Розглянуто питання деформаційної обробки сплавів та наведено механічні характеристики напівфабрикатів із псевдо- β сплавів титану, виготовлених методом електронно-променевої плавки. Представлено особливості конструкції промислових електронно-променевих установок та дано опис технологічних схем плавки зливків діаметром 110...600 мм псевдо- β сплавів титану.



Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В. Аргонодугове та електронно-променеве зварювання псевдо- β титанового сплаву BT19.

— Київ: Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, 2022. — 128 с. В монографії розглянуто особливості зварювання псевдо- β титанових сплавів методами аргонодугового (АДЗ) та електронно-променевого (ЕПЗ) зварювання. Методами математичного моделювання визначено вплив термічного циклу зварювання на фазовий склад металу зварного шва і зони термічного впливу зварного з'єднання при АДЗ вольфрамовим електродом псевдо- β титанового сплаву BT19. Побудовано діаграму анізотермічних перетворень при охолодженні псевдо- β титанового сплаву та розрахунково-експериментальним методом визначено залежність залишкової кількості β -фази від швидкості охолодження. Розроблено технологію АДЗ із застосуванням присадного дроту або безкисневих флюсів та технологію ЕПЗ з попереднім підігрівом і локальною термічною обробкою. Встановлено залежність міцності з'єднань сплаву BT19, виконаних ЕПЗ, від кількості β -фази в металі шва. Наведено результати досліджень впливу різних видів пічної термічної обробки зварних з'єднань сплаву BT19 на їх структурно-фазовий склад та механічні характеристики. Застосування зазначених технологій зварювання сприятиме більш широкому використанню зварних конструкцій з псевдо- β титанових сплавів в енергетичному та хімічному машинобудуванні, а також в авіакосмічній галузі промисловості.



Замовлення монографій
ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ ПАТОН»
 Тел.: 38044 205-23-90
 journal@paton.kiev.ua

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ТЕПЛОВИХ ПРОЦЕСІВ ПРИ ЗВАРЮВАННІ ТЕРТЯМ З ПЕРЕМІШУВАННЯМ ЛЕГКИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ МАГНІЮ

О.О. Махненко, О.С. Костеневич, О.В. Махненко

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

Математичне моделювання теплових процесів при зварюванні є одним з ефективних методів прогнозування якості зварного з'єднання в залежності від технологічних параметрів. Однак для отримання адекватної математичної моделі необхідно враховувати цілу низку факторів, які можуть суттєво впливати на точність результатів чисельного аналізу. На прикладі задачі математичного моделювання температурних розподілів при зварюванні тертям з перемішуванням (ЗТП) стикового з'єднання пластин із магнієвого сплаву МА2-1 (AZ31) різних товщин (2 і 8 мм) проведено розрахункове дослідження розподілу максимальних температур і термоциклів в точках на різній відстані від осі зварного з'єднання. Було виявлено, що на результати математичного моделювання процесів теплопровідності при зварювальному нагріві при ЗТП впливають декілька факторів, серед яких одним із суттєвих є тепловідвід у робочий інструмент та оснащення для закріплення. Також для забезпечення точності розрахунку температурних розподілів при ЗТП важливим є вибір оптимальних розмірів моделі стикового з'єднання, щоб уникнути ефекту накопичення тепла в моделі обмеженого розміру, і врахування залежності коефіцієнта тертя від температури матеріалу, оскільки його значення визначає потужність тепловиділення при ЗТП. За отриманими результатами сформульовано рекомендації щодо проведення математичного моделювання теплових процесів при ЗТП легких сплавів. Бібліогр. 12, табл. 4, рис. 11.

Ключові слова: зварювання тертям з перемішуванням, температурні розподіли, термоцикли, тепловідвід, робочий інструмент, підкладна пластина, математичне моделювання, скінченно-елементний аналіз

Вступ. На сьогоднішній день математичне моделювання різних фізичних процесів стає потужним інструментом при розробці нових технологій виготовлення та обробки матеріалів, у тому числі при зварюванні та споріднених технологіях. Процедура математичного моделювання температурних розподілів, механічних властивостей і напружено-деформованого стану матеріалу зварних з'єднань регламентується існуючим стандартом ISO [1], в якому досить детально сформульовано вимоги до підготовки вхідних даних, розробки моделі, верифікації і валідації моделі, проведення розрахунків, аналізу та представлення результатів моделювання. Хоча існуючий стандарт стосується комп'ютерного моделювання дугових процесів зварювання, сформульовані в ньому вимоги можуть бути ефективно використані для інших процесів зварювання, наприклад для зварювання тертям з перемішуванням (ЗТП).

Адекватність математичної скінченно-елементної моделі й точність отриманих результатів аналізу теплових процесів (розподілів температури) при ЗТП пластин із магнієвого сплаву залежить не тільки від моделі джерела нагріву та вибору розміру сітки скінченних елементів, а також і від низки інших факторів, наприклад: врахування тепловідводу в робочий інструмент і оснащення

для закріплення (притискачі, підкладна пластина), загальних розмірів моделі зразка зварного з'єднання, варіації значень теплофізичних властивостей основного матеріалу тощо. Зрозуміло, що вказані фактори можуть суттєво вплинути на достовірність отриманих результатів скінченно-елементного аналізу, але визначення міри їх впливу на точність результатів розподілів температури й термоциклів при ЗТП, як правило, залишається за межами представлених у статтях результатів або взагалі не проводиться. Врахування в скінченно-елементній моделі зварного з'єднання при ЗТП тепловідводу в робочий інструмент і оснащення для закріплення зустрічається в обмеженій кількості праць [2–4]. В основному дослідники використовують спрощену модель джерела нагріву без моделювання робочого інструменту або не враховують тепловіддачу в елементи закріплення [3–6].

З метою дослідження впливу вищевказаних факторів на характер і величину розподілу максимальних температур при ЗТП легких сплавів, а також на параметри термоциклів в точках на різній відстані від осі зварного з'єднання проведено розрахункове дослідження на прикладі задачі математичного моделювання температурних розподілів при ЗТП стикового з'єднання пластин із магнієвого сплаву МА2-1 (AZ31) різних товщин 2 і

Махненко О.О. – <https://orcid.org/0000-0003-2319-2976>, Костеневич О. С. – <https://orcid.org/0000-0002-7427-2805>,

Махненко О.В. – <https://orcid.org/0000-0002-8583-0163>

© О.О. Махненко, О.С. Костеневич, О.В. Махненко, 2025

8 мм. За отриманими результатами сформульовані рекомендації щодо проведення математичного моделювання теплових процесів при ЗТП легких сплавів.

Математична модель температурних процесів при ЗТП. Для математичного моделювання залишкових напружень при ЗТП алюмінієвого сплаву використовувалась розроблена раніше модель [7], яка була доповнена врахуванням теплопроводу в робочий інструмент і підкладну пластину.

Рівняння теплопроводності при наявності об'ємного тепловиділення з потужністю $W(x,y,z,t)$, Вт/м³:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) + W(x,y,z,t) \quad (1)$$

де T – температура, °C; c – питома теплоємність, Дж/кг·°C; ρ – густина матеріалу, кг/м³; λ – коефіцієнт теплопроводності, Вт/(м·°C).

Особливістю розробленої моделі джерела нагріву при ЗТП являється тепловиділення за рахунок тертя інструменту відносно матеріалу з'єднання. Інструмент обертається навколо вертикальної осі з певною кутовою швидкістю ω , об/с, і притискається до пластин з осьовим зусиллям P_n , Па, що викликає на поверхні контакту інструменту тепловий потік у матеріал з'єднання (рис. 1):

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = \mu \cdot P_n \cdot \omega \cdot r, \quad (2)$$

де μ – коефіцієнт тертя;

$r = \sqrt{(x - x_0 - v_w t)^2 + (y - y_0)^2}$ – відстань розглянутої точки контакту від осі обертання робочого інструменту ($x_0 + v_w t, y_0$); v_w – лінійна швидкість руху інструменту.

Тоді потужність тепловиділення Q , Вт на відповідних поверхнях контакту площею S (рис. 1):

$$Q = \mu \cdot P_n \cdot \omega \cdot \pi \cdot \iint_S r dS, \quad (3)$$

плече ($z = \delta, R_1 < r < R_2$)

$$Q_1 = \frac{2\pi}{3} \mu \cdot P_n \cdot \omega \cdot (R_2^3 - R_1^3),$$

бічна поверхня штиря ($\delta - h < z < \delta, r = R_1$)

$$Q_2 = 2\pi \cdot \mu \cdot P_n \cdot \omega \cdot R_1^2 \cdot h,$$

нижня торцева поверхня штиря ($z = \delta - h, 0 > r > R_1$)

$$Q_3 = \frac{2\pi}{3} \cdot \mu \cdot P_n \cdot \omega \cdot R_1^3,$$

δ – товщина пластин, що зварюються, м; h – довжина штиря, який входить у матеріал, м.

З метою спрощення моделі потужність об'ємного тепловиділення $W(x,y,z,t)$, Вт/м³ може бути

промоделювана з двох складових. Перша пов'язана з тепловиділенням в об'ємі V_1 на верхній поверхні пластин з'єднання під плечем інструменту ($\delta - dz < z < \delta, R_1 < r < R_2$); dz – розмір скінченного елемента, а друга – в об'ємі штиря V_2 ($\delta - h < z < \delta, 0 > r > R_1$):

$$W(x,y,z,t) = W_1 + W_2,$$

$$W_1 = \frac{Q_1}{V_1} = \frac{\frac{2\pi}{3} \mu P_n \omega (R_2^3 - R_1^3)}{\pi (R_2^2 - R_1^2) dz} = \frac{2\mu P_n \omega (R_2^2 + R_2 R_1 + R_1^2)}{3(R_2 + R_1) dz}, \quad (4)$$

$$W_2 = \frac{Q_2 + Q_3}{V_2} = \frac{2\pi \mu P_n \omega R_1^2 h + \frac{2\pi}{3} \mu P_n \omega R_1^3}{\pi R_1^2 h} = 2\mu P_n \omega \left(1 + \frac{R_1}{3h} \right).$$

Граничні умови на поверхнях контакту між елементами з'єднання та робочим інструментом, а також з підкладною пластиною за рахунок контактної теплопередачі задавалися у вигляді (рис. 2):

$$q_i = \lambda \frac{\partial T(x,y,z,t)}{\partial n} = -k_i (T_i - T), \quad (i = 1, 2) \quad (5)$$

де q_i – тепловий потік на поверхні контакту інструменту та зварного з'єднання ($i = 1$) та на поверхні контакту зварного з'єднання та підкладної пластини ($i = 2$); T_i – температура поверхні інструменту або підкладної пластини відповідно; k_i – коефіцієнт контактної теплопередачі.

Граничні умови на поверхнях елементів з'єднання та робочого інструменту з урахуванням конвекційного теплообміну з навколишнім середовищем задавалися у вигляді:

$$q_i = \lambda \frac{\partial T(x,y,z,t)}{\partial n} = -h_i (T_0 - T) \quad (i = 3, 4) \quad (6)$$

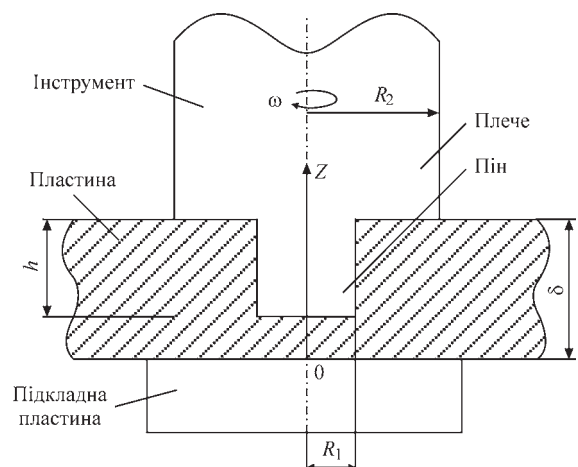


Рис. 1. Схема робочого інструменту при ЗТП

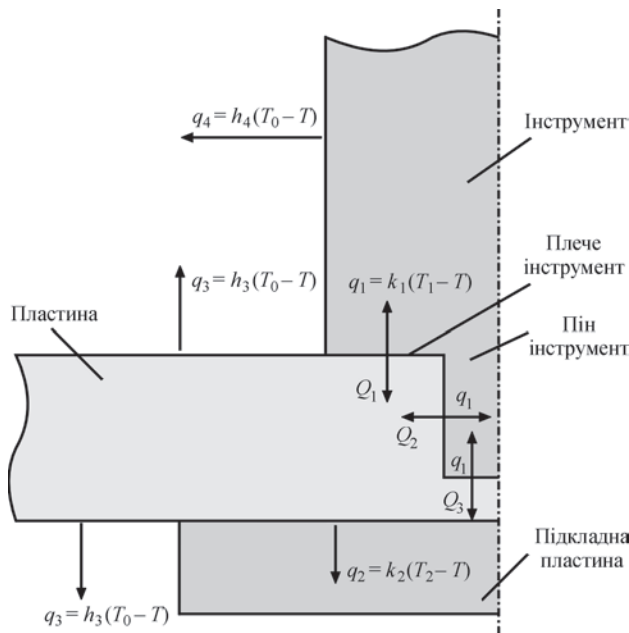


Рис. 2. Схема теплових потоків при ЗТП

де q_i – тепловий потік на поверхні елементів зварного з’єднання ($i = 3$) та на поверхні інструменту ($i = 4$); T_0 – температура навколишнього середовища; h_i – коефіцієнт теплопередачі з поверхні при конвекційному теплообміні з навколишнім середовищем (зазвичай в умовах природної конвекції на повітрі $T_0 = 20$ °С, $h = 10...20$ Вт/(м²·°С)).

Для проведення математичного моделювання процесів теплопереносу при зварювальному нагріві необхідні дані щодо теплофізичних властивостей основного матеріалу з’єднання в залежності від температури (табл. 1).

Діапазон температури плавлення [8, 9]: $T_{sol} = 605$ °С, $T_{liq} = 630$ °С, питома теплота плавлення $Q_{liq} = 357$ кДж/кг. Коефіцієнт тертя для магнієвих сплавів приймається на рівні $\mu = 0,3...0,4$ [3, 6, 9].

Матеріал пластини (розміром 300×300 мм) – магнієвий сплав МА2-1 (AZ31). Матеріал робочого інструменту ЗТП (діаметр плеча, що контактує з пластиною, 10 мм; діаметр в іншій частині інструменту 20 мм; загальна висота інструменту 50 мм) – нержавка сталь. Матеріал підкладної пластини (завтовшки 10 мм, завширшки 150 мм) – нержавка сталь.

Згідно з результатами експериментальних досліджень [10] задавались технологічні параметри

Таблиця 1. Теплофізичні властивості сплаву МА2-1 (AZ31) [8]

$T, ^\circ\text{C}$	$\alpha \cdot 10^6, 1/^\circ\text{C}$	$\lambda, \text{Вт}/(\text{м} \cdot ^\circ\text{C})$	$c_p, \text{Дж}/(\text{кг} \cdot ^\circ\text{C})$	$\rho, \text{кг}/\text{м}^3$
20	24,92	102	1008	1785
100	25,56	107	1042	1775
200	26,48	112	1076	1761
300	27,40	118	1109	1746
400	28,32	123	1143	1730
500	29,25	125	1193	1714

процесу ЗТП, при яких забезпечувалось якісне формування зварного з’єднання пластин завтовшки $\delta = 2$ та 8 мм. Кутова швидкість обертання робочого інструменту $\omega = 1420$ об/хв, лінійна швидкість інструменту $v_w = 133$ мм/хв.

За експериментальною термограмою процесу зварювання, зафіксованою тепловізором, було визначено, що на зовнішніх поверхнях пластин зварного з’єднання та інструменту при ЗТП температура не вище за 355 °С. Згідно з результатами математичного моделювання, у зоні контакту інструменту та матеріалу пластин температура буде вище (приблизно на рівні 450...600 °С).

Для пластини завтовшки 2 мм вертикальний тиск на інструмент $P_n = 28$ МПа. Якщо значення коефіцієнта тертя прийняти $\mu = 0,4$, тоді сумарна потужність джерела нагріву згідно з (4) складає $W = 1,8 \cdot 10^6$ Вт/м³. Для пластини завтовшки 8 мм вертикальний тиск на інструмент задавали вищим, а саме $P_n = 55$ МПа. Сумарна потужність джерела нагріву складає $W = 3,5 \cdot 10^6$ Вт/м³ для забезпечення максимальної температури нагріву матеріалу не нижче за 450 °С.

Для врахування тепловідводу в моделі зварного з’єднання необхідно було, крім створення додаткових моделей робочого інструменту та підкладної пластини, задати граничні умови теплопередачі й теплообміну з навколишнім середовищем.

Коефіцієнт теплопередачі між інструментом і пластиною був прийнятий рівним $k_1 = 5000$ Вт/(м²·°С). Коефіцієнт теплопередачі між пластиною та підкладкою $k_2 = 1000$ Вт/(м²·°С). Коефіцієнт конвекційного теплообміну з поверхні інструменту, який обертається з великою швидкістю, був прийнятий $h_1 = 50$ Вт/(м²·°С), а коефіцієнт конвекційного теплообміну з поверхні пластини $h_2 = 20$ Вт/(м²·°С).

Загальний час розрахунку процесу ЗТП – 37 с, з яких перші 13 с робочий інструмент обертається на місці для розігріву матеріалу пластини до 450 °С.

Проведено процедуру вибору розміру скінченно-елементної сітки для моделі визначення розподілу температур при ЗТП для пластин завтовшки 2

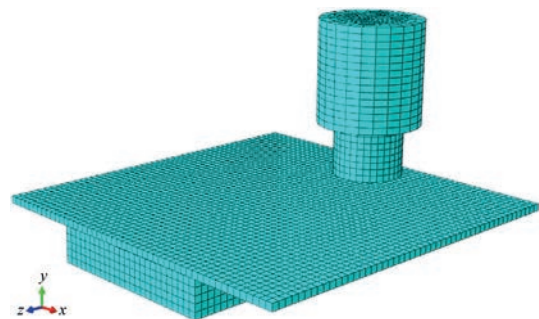


Рис. 3. Скінченно-елементна модель ЗТП, яка містить робочий інструмент, пластину із магнієвого сплаву та підкладну пластину

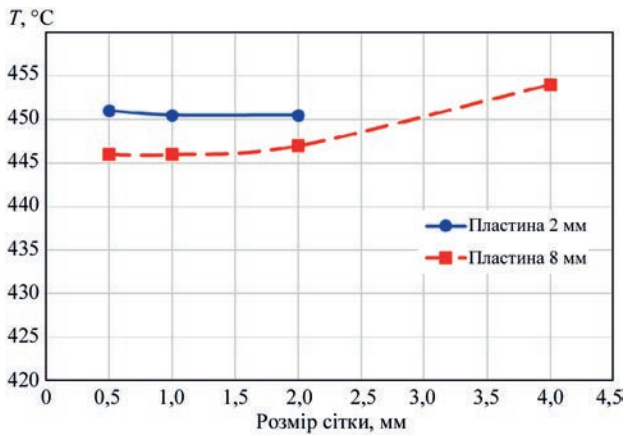


Рис. 4. Залежність максимальних значень розподілу температури при ЗТП від розміру скінченно-елементної сітки для пластин завтовшки $\delta = 2$ і 8 мм

та 8 мм за умови, що при зменшенні розміру скінченного елемента в 2 рази відносна максимальна похибка результатів не повинна перевищувати 5%. З даних, представлених на рис. 4, можна зробити висновок, що розмір скінченно-елементної сітки в 1 мм є оптимальним з точки зору забезпечення необхідної точності результатів та ефективного використання комп'ютерних ресурсів.

Вплив тепловіддачі в робочий інструмент і оснащення (підкладну пластину). За допомогою

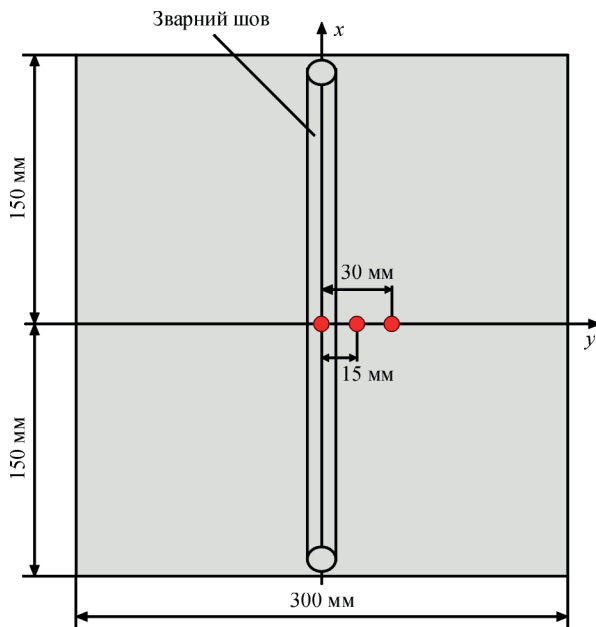


Рис. 5. Схема розташування на зразку зварного з'єднання ЗТП точок, в яких визначались термоцикли

Таблиця 2. Максимальні розрахункові температури при ЗТП пластин із магнієвого сплаву МА2-1 у залежності від урахування тепловідводу в робочий інструмент і підкладку

Товщина пластини, мм	Тепловідвід в інструмент і підкладку		Без тепловідводу в інструмент		Без тепловідводу в підкладку		Без тепловідводу в інструмент і підкладку	
	$T_{max}, °C$	$T_{max}, °C$	$T_{max}, °C$	Відносне відхилення (похибка), %	$T_{max}, °C$	Відносне відхилення (похибка), %	$T_{max}, °C$	Відносне відхилення (похибка), %
2	451	559	24	663	47	890	97	
8	446	498	12	512	15	540	21	

розробленої скінченно-елементної моделі (рис. 3), яка містить пластину з магнієвого сплаву, робочий інструмент і підкладну пластину з нержавкої сталі, проведено чисельне дослідження задачі теплопровідності під час руху робочого джерела нагріву при ЗТП та з урахуванням процесу тепловідводу в робочий інструмент і підкладну пластину. Визначали характер і величини розподілу максимальних температур при ЗТП пластин, а також параметри термоциклів у точках на різній відстані від осі зварного з'єднання (рис. 5).

На рис. 6 наведено розподіл температури при ЗТП пластин завтовшки 2 мм з урахуванням та без

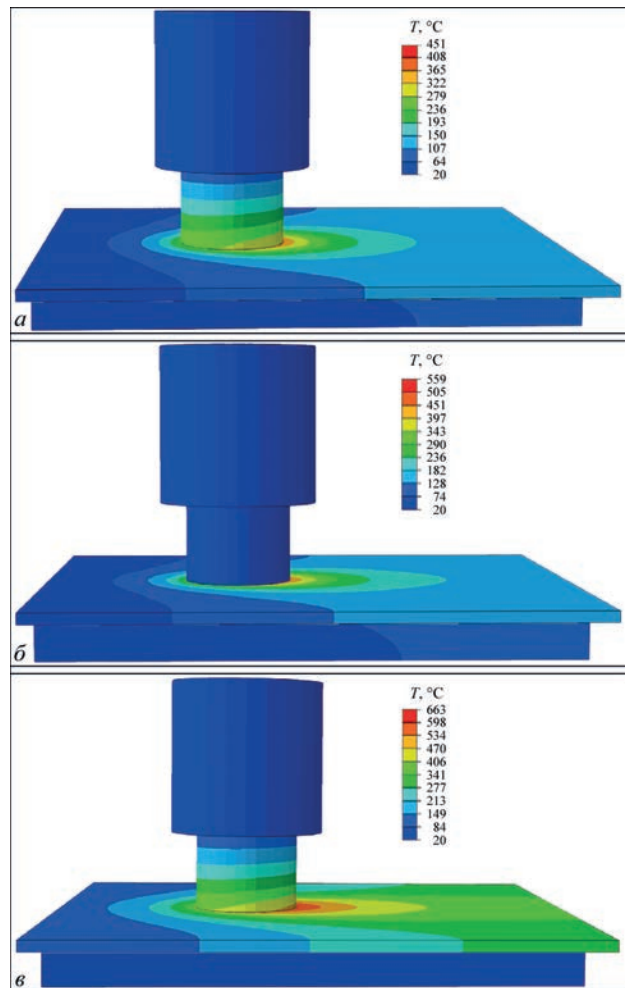


Рис. 6. Розподіл температури при ЗТП пластин завтовшки $\delta = 2$ мм із магнієвого сплаву МА2-1: а – з тепловідводом в інструмент і підкладну пластину; б – без урахування тепловідводу в інструмент; в – без урахування тепловідводу в підкладну пластину

урахування тепловідводу в інструмент і підкладну пластину. Видно, що при врахуванні тепловідводу нижня частина робочого інструменту досить сильно розігрівається (приблизно до 300 °С), а підкладна пластина теж розігрівається, але помітно слабше (приблизно до 100 °С).

Представлені на рис. 7 розрахункові результати за термоциклами при ЗТП в точках на відстані від осі шва $y = 0; 15; 30$ мм для різних варіантів урахування тепловідводу показали, що цей фактор є дуже важливим і його неврахування може призводити до суттєвої похибки результатів кінетики температур на всіх його стадіях – нагріву й охолодження.

При скінченно-елементному аналізі задачі теплопровідності при ЗТП пластин із магнієвого сплаву неврахування тепловідводу в робочий інструмент та підкладку призводить до суттєвих похибок (24 та 47 % відповідно) за значенням максимальних температур для тонких пластин завтовшки 2 мм (табл. 2).

У випадку зварювання товстих пластин завтовшки 8 мм неврахування тепловідводу в робочий інструмент і підкладку є вже не настільки критичним та пов'язано з меншими у 2...3 рази похиб-

ками (12 та 15 % відповідно) за значенням максимальних температур (табл. 2). Похибка розрахунку в 10...15 % є допустимою, враховуючи можливі розбіжності вхідних даних для розрахунку.

Вплив розмірів моделі зразка зварного з'єднання. Також дуже важливим аспектом чисельного визначення кінетики температурних розподілів при зварюванні є габаритні розміри (ширина та довжина) моделі зварного з'єднання, оскільки при математичному моделюванні треба визначити оптимальні розміри моделі для скорочення часу на розрахунок при збереженні достатньої точності результатів.

Для визначення впливу варіації розмірів моделі зварного з'єднання проведено порівняння результатів математичного моделювання процесів теплопровідності при зварювальному нагріві при ЗТП для трьох варіантів розмірів моделі: 100×100, 200×200, 300×300 мм. Розмір скінченно-елементної сітки для всіх варіантів зберігався згідно з вибраними раніше параметрами.

Представлені на рис. 8 розрахункові результати за термоциклами при ЗТП в точках на відстані від осі шва $y = 0; 15; 30$ мм для пластин різного розміру показали, що при розмірі моделі стикового

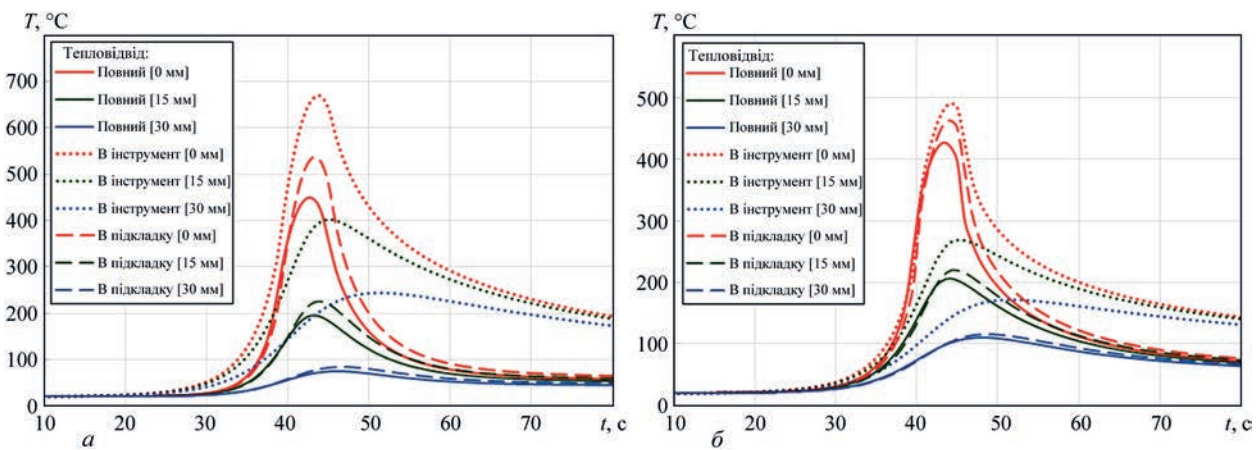


Рис. 7. Вплив тепловідводу на термоцикли при ЗТП в точках на відстані від осі шва $y = 0; 15; 30$ мм (пластина розміром 300×300 мм): а – товщина 2 мм; б – 8

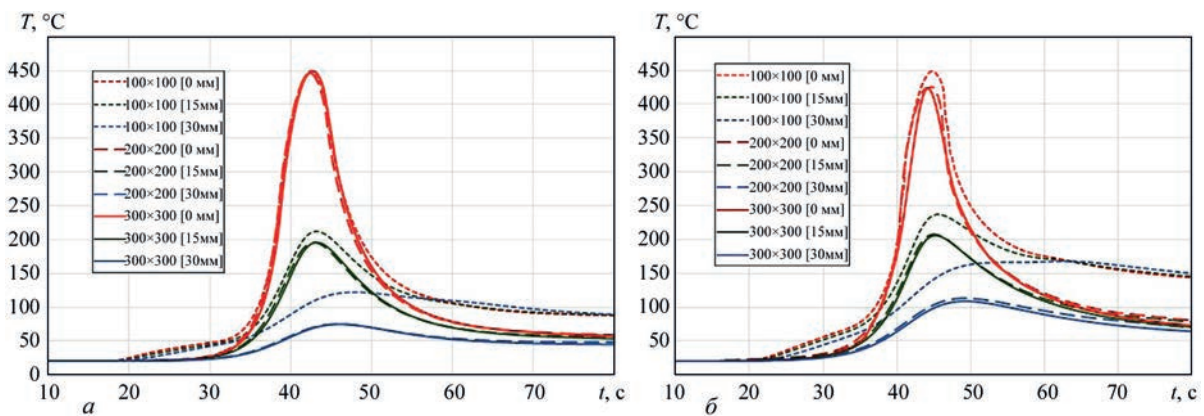


Рис. 8. Термоцикли при ЗТП в точках на відстані від осі шва $y = 0; 15; 30$ мм для пластин різного розміру 100×100, 200×200, 300×300 мм: а – товщина 2 мм; б – 8

Таблиця 3. Теплофізичні властивості сплаву MA2-1 (AZ31) [5, 8, 11]

T, °C	λ , Вт/(м·°C) [5]	c_p , Дж/(кг·°C) [5]	λ , Вт/(м·°C) [11]	c_p , Дж/(кг·°C) [11]	λ , Вт/(м·°C) [8]	c_p , Дж/(кг·°C) [8]	ρ , кг/м ³ [8]
20	96,4	1050	156	1025	102	1008	1785
100	101	1130	153	1072	107	1042	1775
200	105	1170	151	1118	112	1076	1761
300	109	1210	149	1164	118	1109	1746
400	113	1300	147	1209	123	1143	1730
500	120	1360	146	1255	125	1193	1714

з'єднання 100×100 мм спостерігається накопичення тепла і, відповідно, зайвий розігрів всієї моделі, який призводить до суттєвої похибки результатів термоциклу на всіх його стадіях – нагріву та охолодження, особливо для точок, які знаходяться на віддаленні від осі шва. Також цей ефект посилюється для пластин більшої товщини (8 мм). Отримані результати для розмірів моделі 200×200 і 300×300 мм є дуже близькими – похибка на рівні 1...2 %, тому для розглянутого випадку параметрів ЗТП можливо використовувати модель із розмірами 200×200 мм. Але у випадку зварювання з вищими значеннями потужності нагріву при ЗТП, а також для дугового зварювання оптимальнішим з точки зору забезпечення точності результатів температурного поля буде розмір моделі 300×300 мм.

Таблиця 4. Залежність коефіцієнта тертя від температури [12]

T, °C	μ
20	0,4
100	0,4
200	0,4
250	0,4
300	0,35
400	0,25
500	0,09

Вплив варіації значень теплофізичних властивостей матеріалу. Як показав аналіз літературних даних, стосовно даних щодо теплофізичних властивостей в залежності від температури основного матеріалу зварного з'єднання магнієвого сплаву AZ31 (MA2-1) існує помітна різниця в значеннях цих властивостей (табл. 3, рис. 9) [5, 8, 11].

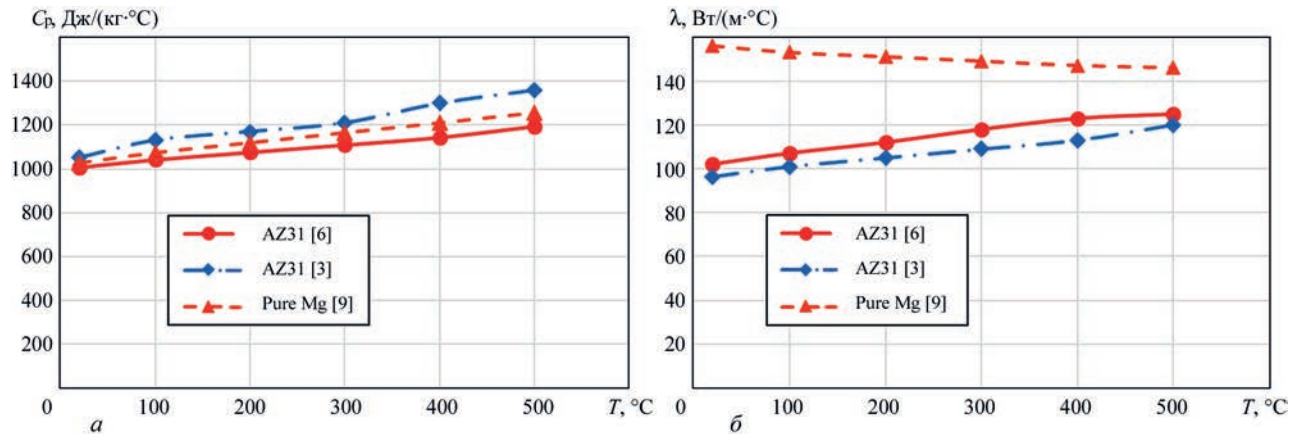


Рис. 9. Залежність питомої теплоємності та теплопровідності магнієвого сплаву AZ31 в залежності від температури за різними даними [5, 8, 11]

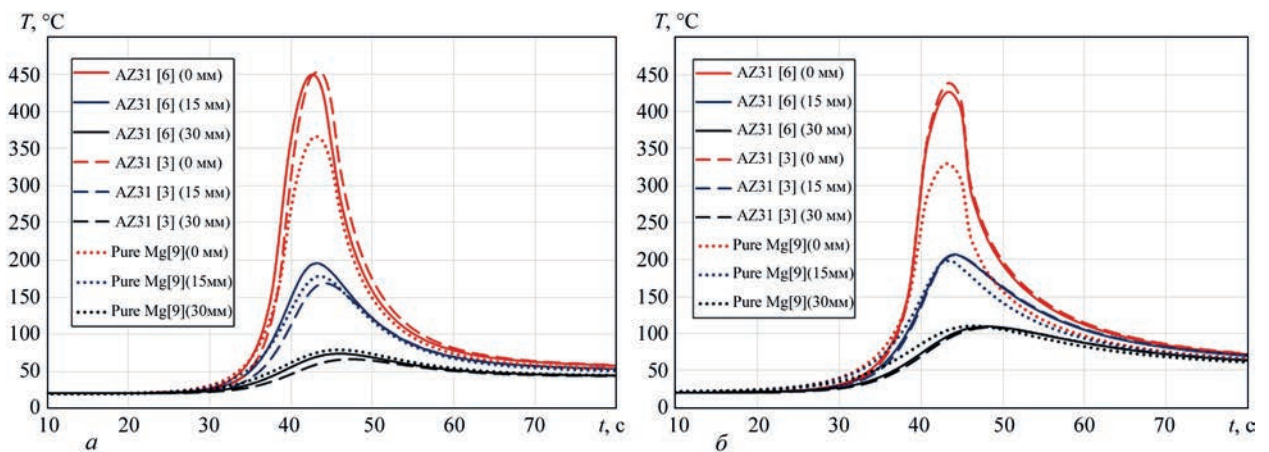


Рис. 10. Термоцикли при ЗТП в точках на відстані від осі шва $y = 0; 15; 30$ мм і за різними даними теплофізичних властивостей (пластини 300×300 мм): а – товщина 2 мм; б – 8

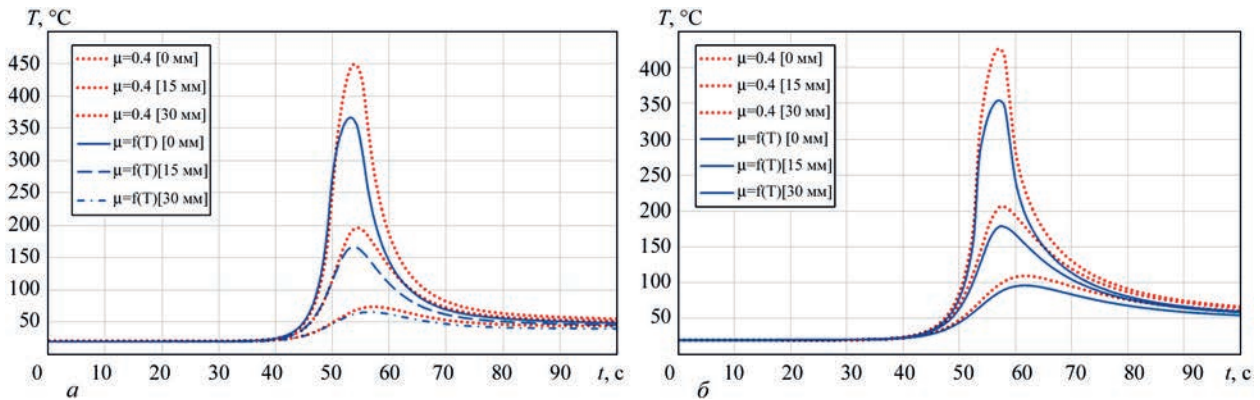


Рис. 11. Термоцикли при ЗТП в точках на відстані від осі шва $y = 0; 15; 30$ мм і за різними даними залежності коефіцієнта тертя від температури (пластина 300×300 мм): а – товщина 2 мм; б – 8

Для визначення впливу варіації значень теплофізичних властивостей матеріалу проведено порівняння результатів математичного моделювання процесів теплопереносу (теплопровідності) при зварювальному нагріві при ЗТП для трьох варіантів значень цих властивостей. Два варіанти властивостей взяті з літературних джерел саме для сплаву AZ31 (MA2-1), а третій варіант відповідає чистому Mg, оскільки у розглянутому сплаві цей хімічний елемент складає приблизно 95 %.

На рис. 10 представлені результати розрахунку термоциклів при ЗТП в точках на відстані від осі шва $y = 0; 15; 30$ мм для пластини 300×300 мм і за різними даними теплофізичних властивостей. Видно, що якщо значення властивостей відрізняються в межах 5 %, як для даних [5, 8], то й похибка результатів термоциклів не перевищує декількох відсотків. У випадку значного (від 20 до 50 %) відхилення значень коефіцієнта теплопровідності чистого Mg [11] результати за максимальними температурами термоциклів вже мають похибку більше 20 %. Тобто варіація значень теплофізичних властивостей матеріалу може призводити до похибки результатів математичного моделювання процесів теплопровідності при зварювальному нагріві при ЗТП, але ця похибка відповідає відхиленню значень самих властивостей.

Також досліджувався вплив на результати моделювання розподілів температури при ЗТП пластин із магнієвого сплаву залежності коефіцієнта тертя від температури. На рис. 11 представлені термоцикли при ЗТП пластин розміром 300×300 мм і завтовшки $\delta = 2$ та 8 мм в точках на відстані від осі шва $y = 0; 15; 30$ мм за різними даними залежності коефіцієнта тертя від температури, а саме при постійному значенні $\mu = 0,4$ і при залежності $\mu = f(T)$ (табл. 4) [12]. Згідно з представленими на рис. 11 термоциклами при постійному значенні коефіцієнта тертя отримали вищі значення максимальних температур.

Висновки

1. При скінченно-елементному аналізі задачі теплопровідності при ЗТП тонких пластин завтовшки 2 мм із магнієвого сплаву неврахування тепловідводу в робочий інструмент та оснащення для закріплення призводить до суттєвих похибок за значенням максимальних температур (вище 40 %), для товстих пластин завтовшки 8 мм ця похибка вже не є такою критичною (до 15 %).

2. При обмеженому розмірі моделі стикового з'єднання 100×100 мм спостерігається накопичення тепла та зайвий розігрів всієї моделі, який призводить до суттєвої похибки результатів термоциклу на всіх його стадіях – нагріву й охолодження, особливо для точок, які знаходяться на віддаленні від осі шва. Також цей ефект підсилюється для пластин більшої товщини (8 мм). Для розглянутого випадку параметрів ЗТП можливо використовувати модель з розмірами 200×200 мм для визначення розподілів температури, але у випадку зварювання з вищими значеннями потужності нагріву оптимальнішим з точки зору забезпечення точності результатів температурного поля буде розмір моделі 300×300 мм.

3. Варіація значень теплофізичних властивостей матеріалу може призводити до похибки результатів математичного моделювання процесів теплопровідності при зварювальному нагріві при ЗТП, але ця похибка, як правило, не перевищує відхилення значень самих властивостей. Важливим для забезпечення точності розрахунку температурних розподілів при ЗТП є залежність коефіцієнта тертя від температури матеріалу, оскільки його значення визначає потужність тепловиділення при ЗТП.

Список літератури /References

- ISO/TS 18166:2016. *Numerical welding simulation – Execution and documentation.*
- Zhenzhen, Yu, Wei Zhang, Hahn Choo, Zhili Feng (2012) Transient heat and material flow modeling of friction

- stir processing of magnesium alloy using threaded tool. *Metallurgical and materials transactions A*, **43**, 724–737. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-011-0862-1>
3. Song, M., Kovacevic, R. (2004) Heat transfer modelling for both workpiece and tool in the friction stir welding process: a coupled model. *Proc. Inst. Mech. Engrs., Part B: J. of Engineering Manufacture*, **218**(1), 17–33. DOI: <https://doi.org/10.1243/095440504772830174>
 4. Майстренко А.Л., Нестеренков В.М., Дутка В.А. и др. (2015) Моделирование тепловых процессов для улучшения структуры металлов и сплавов методом трения с перемешиванием. *Автоматическая сварка*, **1**, 5–14. Majstrenko, A.L., Nesterenkov, V.M., Dutka, V.A., (2015) Modeling of heat processes for improvement of structure of metals and alloys by friction stir method. *The Paton Welding J.*, **1**, 2–10. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2015.01.01>
 5. Gok, A., Aydin, M. (2013) Investigations of friction stir welding process using finite element method. *The International J. of Advanced Manufacturing Technology*, **68**, 775–780. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-013-4798-z>
 6. Serindag, H.T., Kiral, B.G. (2017) Friction stir welding of AZ31 magnesium alloys – a numerical and experimental study. *Latin American J. of Solids and Structures*, **14**(1), 113–130. DOI: <https://doi.org/10.1590/1679-78253162>
 7. Tsaryk, B.R., Muzhychenko, O.F., Makhnenko, O.V. (2022) Mathematical model of determination of residual stresses and strains in friction stir welding of aluminium alloy. *The Paton Welding J.*, **9**, 33–40. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2022.09.06>
 8. JMatPro® – Practical Software for Materials Properties. <https://www.senteseoftware.co.uk>
 9. He Yang, Liang Huang, Mei Zhan (2011). Hot forming characteristics of magnesium alloy AZ31 and three-dimensional FE modeling and simulation of the hot splitting spinning process. In: *Magnesium Alloys – Design, Processing and Properties*. By Czerwinski F. (Edited), pp. 367–388. DOI: <https://doi.org/10.5772/13778>
 10. Хохлов М.А., Махненко О.О., Костін В.А. та ін. (2024) Термомеханічні процеси у зонах стикових з'єднань зварювання тертям з перемішуванням тонких листів магнієвого сплаву. *Автоматичне зварювання*, **3**, 3–10. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2024.03.01>
Khokhlov, M.A., Makhnenko, O.O., Kostin, V.A., Pokliatskyi, A.G., Falchenko, Iu.V., Khokhlova, Yu.A. (2024) Thermo-mechanical processes in friction stir welding of magnesium alloy sheets. *Avtomatychne Zvaryvannya*, **3**, 3–10 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2024.03.01>
 11. Лариков Л.Н., Юрченко Ю.Ф. (1985) *Структура и свойства металлов и сплавов: тепловые свойства металлов и сплавов. Справочник*. Киев, Наукова думка. Larikov, L.N., Yurchenko, Yu.F. (1985) *Structure and properties of metals and alloys: Thermal properties of metals and alloys. Handbook*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
 12. Khairuddin, J. (2013) *Development of multi component loads, torque and temperature measurement device for friction stir welding process*. School of Mechanical Engineering Universiti Sains Malaysia. DOI: <https://doi.org/10.13140/RG.2.1.2165.0085>

MATHEMATICAL MODELING OF THERMAL PROCESSES IN FRICTION STIR WELDING OF LIGHT ALLOYS BASED ON MAGNESIUM

O.O. Makhnenko, O.S. Kostenevych, O.V. Makhnenko

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

E-mail: makhnenko@paton.kiev.ua

Mathematical modeling of thermal processes in welding is one of the effective methods for predicting the quality of a welded joint depending on technological parameters. However, to develop an adequate mathematical model, it is necessary to take into account a number of factors that can significantly affect the accuracy of the results of the computational analysis. Using the example of the problem of mathematical modeling of temperature distributions in friction stir welding (FSW) of a butt joint of plates of magnesium alloy MA2-1 (AZ31) of different thicknesses (2 mm and 8 mm), a computational study of the distribution of maximum temperatures and thermal cycles in points at different distances from the welded joint axis was carried out. It was found that the results of mathematical modeling of heat conductivity processes during welding heating in FSW are influenced by several aspects, among which one of the significant ones is heat dissipation to the working tool and the restraint devices. Also, to ensure the accuracy of calculation of temperature distributions during FSW, it is important to choose the optimal dimensions of the butt joint model in order to avoid the effect of heat accumulation in a model of a limited size, and to take into account the dependence of the friction coefficient on the temperature of the material, since its value determines the power of heat dissipation in FSW. Based on the results obtained, recommendations are formulated for conducting mathematical modeling of thermal processes in FSW of light alloys. 12 Ref., 4 Tabl., 11 Fig.

Keywords: friction stir welding, temperature distributions, thermal cycles, heat dissipation, work tool, backing plate, mathematical modeling, finite element analysis

Отримано 08.04.2025

Отримано у переглянутому вигляді 30.06.2025

Прийнято 31.07.2025

З **АВТОМАТИЧНЕ**
ЗВАРЮВАННЯ

ПІДПИШІТЬСЯ СЬОГОДНІ

Передплата доступна у друкованому та цифровому форматах!

Тел.: (38044) 205-23-90; E-mail: journal@paton.kiev.ua; patonpublishinghouse@gmail.com
<https://patonpublishinghouse.com>

ВПЛИВ ІМПУЛЬСНО-ПЛАЗМОВОЇ ОБРОБКИ НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ СТАЛІ 40Х

О.В. Колісниченко¹, В.М. Коржик¹, С. Senderowski², Д.В. Строгонов¹, О.В. Ганущак¹, О.С. Терещенко¹

¹ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України, 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: okolis@i.ua

²Warsaw University of Technology, Mechanics and Printing Institute, Narbutta 85, 02-524, Warszawa, Poland.

E-mail: cezary.senderowski@pw.edu.pl

У статті описано вплив імпульсно-плазмової обробки на фізико-механічні властивості сталі 40Х. Методами металографічного та рентгенофазового аналізу досліджено структурно-фазові зміни в поверхневих шарах. Циклічний вплив і високі швидкості нагріву й охолодження в поверхневих шарах призводять до зміни кінетики фазових перетворень, створення дефектів кристалічної решітки в результаті фазового наклепу, зменшення дисперсності структури, формування підвищеної щільності дислокацій тощо. З метою визначення ефективності впливу імпульсно-плазмової обробки на фізико-механічні властивості проведено триботехнічні випробування на зносостійкість в умовах рідинного тертя при різних навантаженнях і швидкостях ковзання. Отримано порівняльні дані щодо величини лінійного зносу та інтенсивності зношення зразків, що випробовувалися. Бібліогр. 13, рис. 9.

Ключові слова: імпульсно-плазмова обробка, конструкційна легована сталь, структурно-фазовий аналіз, твердість, мікроструктура, пара тертя, знос

Вступ. Однією з актуальних і досліджуваних проблем у галузі машинобудування є підвищення надійності та довговічності вузлів тертя. До деталей машин, що працюють у парах тертя в умовах інтенсивного зношення, циклічних навантажень і вібрацій, висуваються особливі вимоги до зносостійкості поверхні, що третється, при одночасно високій динамічній міцності всього виробу в цілому. Перспективним у цьому сенсі є створення нових і вдосконалення існуючих технологічних методів поверхневої обробки матеріалів і деталей машин. До них відносяться різні методи нанесення покриттів: від іонно-плазмових до газотермічних методів напилення; методи легування, хіміко-термічної обробки або імплантації поверхневих шарів зміцнювальними елементами; різні способи термомеханічної поверхневої обробки та ін. Мабуть, одним із найбільш вивчених напрямів у сфері зміцнення поверхневих шарів різних деталей машин і агрегатів вважається обробка матеріалів концентрованими джерелами енергії (КДЕ) [1–4]. У якості КДЕ переважно використовують електронно-променеві, лазерні джерела енергії або плазмові струмені.

У процесі впливу концентрованими джерелами енергії відбувається нагрів поверхні з наступним її охолодженням шляхом відведення тепла як у матеріал, так і в навколишнє середовище, внаслідок чого в поверхневому шарі відбуваються структурно-фазові перетворення. Природа джерела нагріву,

тепловий потік, час впливу на поверхню позначаються на властивостях термозміцненого шару (товщині, фізико-механічних характеристиках, фазовому складі та його дисперсності). Швидкісним способом нагріву завжди властива нестача часу для протікання та завершення рівноважних структурних перетворень. Завдяки зміні кінетики фазових перетворень, зменшенню розмірів зерна, створенню підвищеної щільності дислокацій в умовах високошвидкісної термічної обробки матеріалів можна отримувати необхідні комплекси механічних і фізичних властивостей поверхні матеріалів (високу твердість, опірність зносу, опірність корозії тощо). Нагрів з використанням КДЕ можна здійснювати як у безперервному, так і в імпульсному режимах [5]. Імпульсний режим нагріву КДЕ, порівняно зі звичайними способами термічної обробки, здійснюється за малий проміжок часу (приблизно $10^{-3} \dots 10^{-6}$ с). Унаслідок інтенсивного відведення тепла в метал і в навколишнє середовище час охолодження також на кілька порядків менший ($10^{-3} \dots 10^{-6}$ с), ніж при звичайному охолодженні в рідких гартувальних середовищах.

Крім того, використання КДЕ є досить ефективним для проведення термоциклічної обробки металів і деталей машин. Після такої обробки поверхневий шар має дрібнодисперсну структуру. Відомо, що за однакової твердості сталь, яка має дрібнокристалічну структуру, набагато краще протистоїть зносу, ніж сталь з крупнокристалічною

Колісниченко О.В. – <https://orcid.org/0000-0003-4507-9050>, Коржик В.М. – <https://orcid.org/0000-0001-9106-8593>,

Senderowski С. – <https://orcid.org/0000-0002-0331-3702>, Строгонов Д.В. – <http://orcid.org/0000-0003-4194-764X>,

Ганущак О.В. – <https://orcid.org/0000-0003-4392-6682>, Терещенко О.С. – <http://orcid.org/0009-0003-4021-0758>

© О.В. Колісниченко, В.М. Коржик, С. Senderowski, Д.В. Строгонов, О.В. Ганущак, О.С. Терещенко, 2025

структурою, оскільки в останньої спротив крихкому руйнуванню менший [6]. У якості інструмента реалізації імпульсної термоциклічної обробки виробів водночас із лазерними та електронно-променевими пристроями ефективно використовуються плазмові генератори на основі потужних імпульсних електричних розрядів [7, 8]. В ІЕЗ ім. Є.О. Патона було розроблено один із варіантів таких генераторів, який успішно використовується в якості дослідницького обладнання як у наукових лабораторіях [9, 10], так і в промислових умовах [11].

Метою цієї роботи є дослідження впливу імпульсно-плазмової обробки (ІПО) на структурно-фазові зміни в поверхневих шарах і на їх зносостійкість в умовах тертя зі змащуванням.

Обладнання, матеріали та методики дослідження. В якості об'єкта дослідження було обрано сталь 40Х, хімічний склад якої такий, мас. %: С – 0,36...0,44; Si – 0,17...0,37; Mn – 0,50...0,80; Cr – 0,8...1,10, все інше – залізо. Сталь 40Х має підвищену міцність, твердість і стійкість до зносу. Вона широко застосовується в різних галузях промисловості та використовується для виробництва деталей і компонентів, які працюють в умовах високих навантажень, зокрема це вали, шестерні, осі, зубчасті колеса та ін. Завдяки своїм характеристикам міцності сталь 40Х також застосовується в автомобільній промисловості, машинобудуванні, суднобудуванні, енергетиці та інших галузях, де потрібен надійний і міцний матеріал.

Для дослідження структурно-фазового стану поверхневих шарів було виготовлено серію зразків зі сталі 40Х розміром 15×15×10 мм. Трибологічні експерименти проводили на втулках (рис. 1). У якості контртіла використовувався диск діаметром 90×10 мм зі сталі ШХ15.

Твердість сталі 40Х у вихідному (відпаленому) стані вимірювалася за методом Брінелля та складала 212...217 НВ. Перед ІПО зразки піддавалися стандартній термічній обробці. Для нагріву, гартуван-

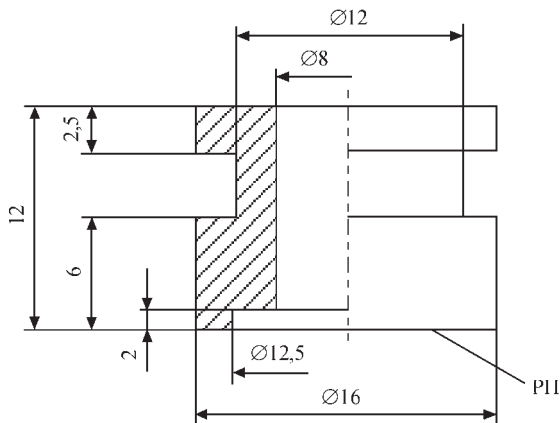


Рис. 1. Зразок для випробування: втулка (40Х); РП – робоча поверхня

ня та відпуску використовувалася електропіч. Температура нагріву під гартування складала 850 °С, що дозволило досягти максимальної твердості та міцності матеріалу. Після витримки в печі зразки охолоджувалися в гартувальній оліві. Потім проводився низькотемпературний відпуск при температурі 200 °С протягом 1 год.

Обробку зразків проводили з використанням імпульсно-плазмового генератора (рис. 2), особливістю якого є можливість комутації електричного струму через частково іонізований газ за фронтом детонаційної хвилі. Це дає можливість генерувати імпульсну плазму з частотою 1...4 Гц та енергією до 7 кДж. ІПО забезпечує швидкий нагрів (час нагріву $10^{-3} \dots 10^{-4}$ с) поверхневого шару з наступним його інтенсивним охолодженням шляхом відведення тепла в об'єм виробу. Висока швидкість (до 10^7 К/с) нагріву й охолодження поверхневих шарів сприяє формуванню дрібнодисперсної кристалічної структури та високої щільності дислокацій. Принцип дії та параметри пристрою описані в [12, 13]. Параметри імпульсно-плазмової обробки виробу були такі:

Напруга на конденсаторній батареї, кВ	3,2
Ємність конденсаторної батареї, мкФ.....	960
Індуктивність розрядного контуру, мкГн.....	30
Частота слідування імпульсів, Гц.....	2
Відстань до поверхні, що обробляється, мм	50
Умовний діаметр плями впливу плазми на поверхню, мм.....	10
Кількість імпульсів у плямі впливу.....	5
Матеріал електрода, що еродується	W

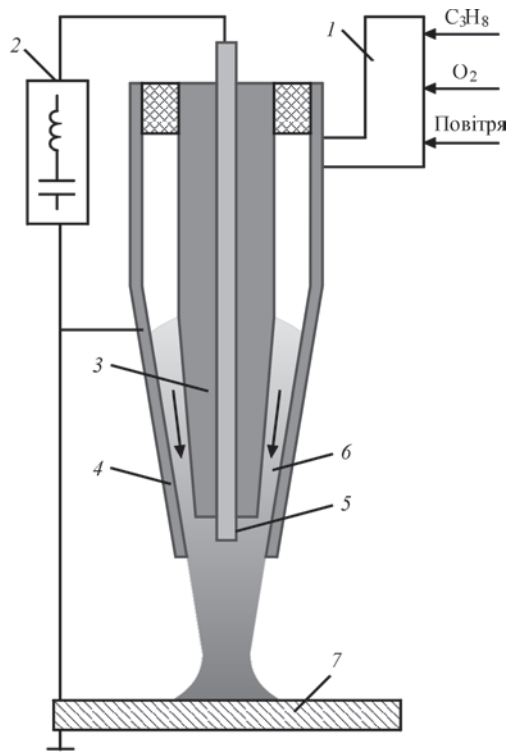


Рис. 2. Імпульсний плазмотрон: 1 – детонаційна камера; 2 – джерело живлення; 3, 4 – коаксіальні електроди; 5 – електрод, що еродує; 6 – плазма; 7 – виріб

Для хімічного травлення мікрошліфів, що досліджувалися, використовували 4 % розчин азотної кислоти (HNO_3), візуальний аналіз мікрошліфів проводили на оптичному мікроскопі Versamet-2. Мікроструктуру поверхневих шарів досліджували за допомогою скануючого електронного мікроскопа Quanta 200 3D. Мікротвердість визначали відповідно до ДСТУ ISO 6507-1:2007 на мікротвердомірі DM8-B фірми AFFRI методом тесту Віккерса при навантаженні на індентор 50 г. Структурні дослідження проводили методом рентгеноструктурного аналізу (зйомка в FeK α -випромінюванні на дифрактометрі ДРОН-3М).

Визначення триботехнічних характеристик деталей проводилося на машинах торцевого та реверсивного тертя. Змащування зразків на машинах тертя здійснювалася оливою типу I-50A і водно-масляною емульсією РЖ-3, які подавалися безперервно в зону тертя.

Робочий вузол машини торцевого тертя показано на рис. 3, а. Рухомий зразок – диск 1 встановлено на столі 2, який обертається відносно вертикальної осі від приводу машини. Три нерухомі зразки – втулки 3 закріплені в державці й опираються торцями на рухомий диск 1. До державки підведено шланг 4 від насоса, по якому змазка поступала в зону тертя. Подача змазки відбувалася із бака ємністю 20 л насосом продуктивністю 3 л/хв. Із зони тертя змазка самопливом поверталася в бак. Навантаження на державку зі зразками передається від важеля 5 із вантажами через вилку 6. Між вилкою та державкою встановлено кульку 7, що забезпечує самовстановлення державки зі зразками відносно диска. При повороті державки від сил тертя шпон-

ка державки впирається в проріз вилки і повертає її. На верхньому кінці вилки жорстко закріплено стрижень 8, який впирається в тензодатчик 9. Для вимірювання сили тертя сигнал з тензодатчика поступав і оброблявся ваговим контролером.

Робочий вузол машини реверсивного тертя показано на рис. 3, б. Рухомий зразок – диск 1 закріплений на каретці 2, встановленій на чотирьох роликах 3. Каретка через кільце 4 зв'язана з повзунком, який приводиться у рух кривошипно-шатунним механізмом. Привод машини забезпечує різну швидкість руху каретки з числом подвійних ходів 95...320 на хвилину з довжиною ходу 20...70 мм. Нерухомий зразок – втулка 5 закріплена в отворі державки, яка через пружне кільце 6 шарнірно закріплена на осі 7. Навантаження зразків здійснюються важелем 8 зі змінними вантажами на його вільному кінці. Зусилля від важеля передається через шток 9 на державку з нерухомим зразком. По шлангу 10 від спеціальної крапельниці в державку подається змазка у кількості 3 краплі на хвилину. Сила тертя визначалася за допомогою тензодатчика, наклеєного на пружне кільце 6 і підключеного до вагового контролера.

Знос нерухомих зразків – втулок визначався за зміною їхньої маси за допомогою аналітичних ваг типу ВЛР-200. Перед зважуванням зразки піддавалися двократному промиванню в очищеному бензині, а потім в ацетоні. Після цього зразки просушувалися в термостаті при температурі 60 °C протягом 1 год. Похибка визначення маси зразків за такою методикою складала не більш ніж 0,0002 г при масі однієї втулки близько 7 г.

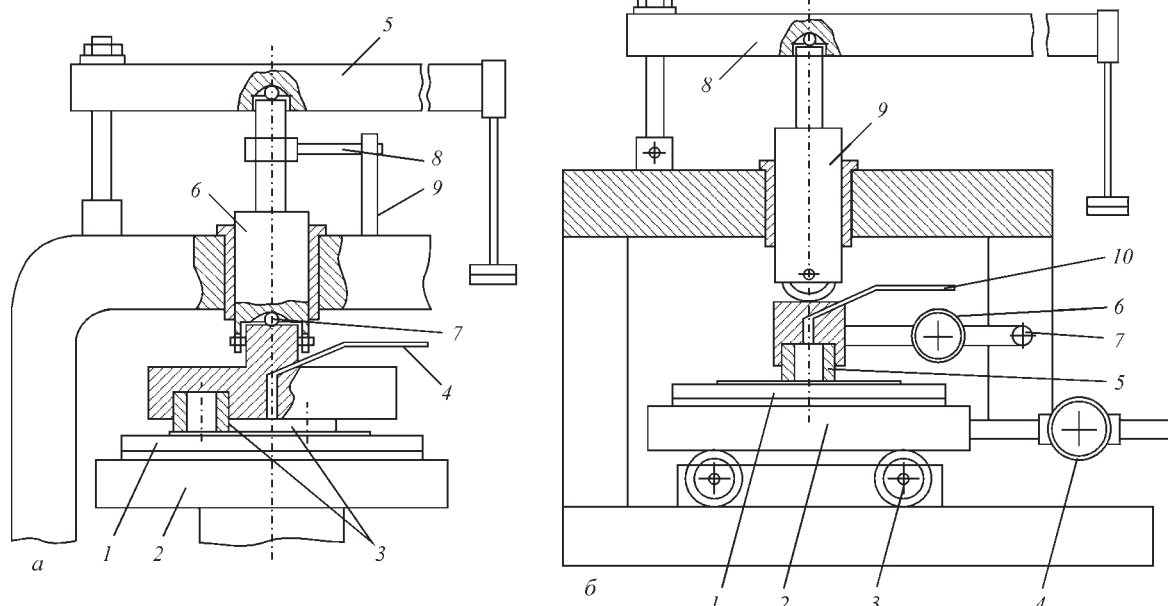


Рис. 3. Схеми основних вузлів машин тертя: а – робочий вузол машини торцевого тертя; б – робочий вузол машини реверсивного тертя

Результати дослідження та їх обговорення. У сталі 40X перлітного класу в результаті гартування утворюється мартенсит і залишковий аустенит (5...8 об. %). Твердість сталі після загартування складала 58 HRC. При проведенні низькотемпературного відпуску (200 °C) відбуваються процеси утворення відпущеного мартенситу внаслідок перетворення залишкового аустеніту, а також зменшення ступеня тетрагональності мартенситу при виділенні надлишкового вуглецю із α -твердого розчину. Це призводить до незначного зменшення твердості до 52 HRC.

Характерну рентгенограму поверхні зразків після загартування й низькотемпературного відпуску наведено на рис. 4, а. Фазовий склад сталі 40X – це переважно відпущений мартенсит і незначна кількість залишкового аустеніту. IPO зразків призводить до значних змін структурно-фазового складу в поверхневих шарах (рис. 4, б).

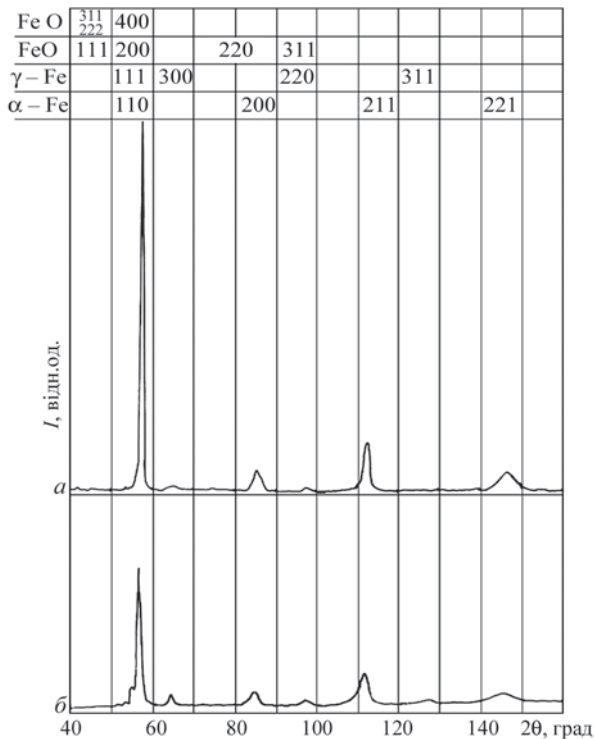


Рис. 4. Рентгенограма сталі 40X: а – після термообробки (гартування + відпуску); б – після імпульсно-плазмової обробки

Структурні зміни, що спостерігаються, узгоджуються із загальними уявленнями про поверхневе загартування з використанням КДЕ. Так, після IPO рентгенографічно спостерігається розширення лінії α -Fe і збільшення інтенсивності ліній γ -Fe. Основний внесок у розширення ліній роблять дефекти кристалічної решітки в результаті фазового наклепу при швидкісному гартуванні й неоднорідність по вуглецю, що обумовлена високою швидкістю нагріву та відсутністю витримки при високій температурі. Розширення ліній α -фази з цієї причини обумовлено неоднорідною тетрагональністю мартенситу. Також слід зазначити, що, незважаючи на збільшення вмісту аустеніту (до 15 об. %) після IPO, твердість поверхневих шарів, як буде показано далі, зростає завдяки фазовому наклепу внаслідок оборотних $\alpha \leftrightarrow \gamma$ перетворень при багатократному імпульсному впливі. На рентгенограмі також присутні лінії оксидів, незначне утворення яких на поверхні пов'язано з особливістю імпульсно-плазмової обробки. По-перше, кисень використовується як компонент горючої, а, відповідно, і плазموутворюючої суміші. По-друге, обробка проводиться на повітрі.

При вивченні поперечних мікрошліфів зразків після IPO виявлено формування шарової структури, що складається зі смуги, яка слабо травиться, завтовшки до 35 мкм (рис. 5) дрібнодисперсного з нечітко (оптично) вираженою структурою мартенситу, з інтегральною мікротвердістю $HV_{50} = 8800 \dots 10200$ МПа (рис. 6). Мікротвердість цього шару в 1,7 рази вища, ніж в основному металі.

Під зміцненим шаром утворюється ділянка завтовшки до 25 мкм з тростомартенситною структурою та зі зниженням інтегральної мікротвердості до $HV_{50} \approx 4500$ МПа. У такому разі процес високошвидкісного нагріву й наступного охолодження можна розглядати як своєрідний відпуск. Далі твердість підвищується до твердості відпущеного мартенситу основного металу – $HV_{50} = 5400 \dots 5700$ МПа.

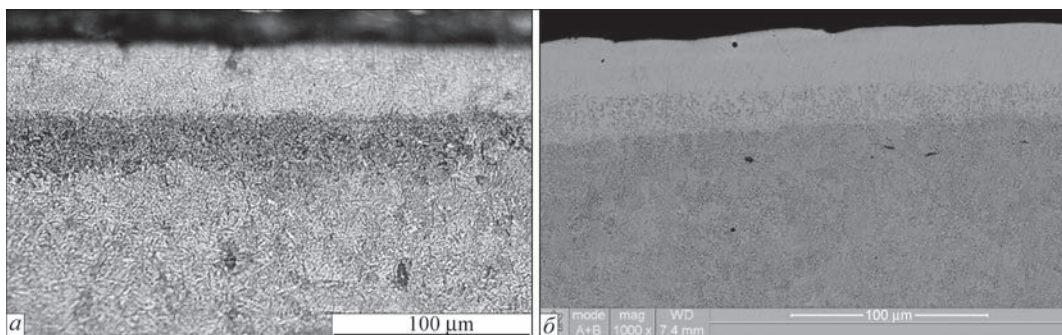


Рис. 5. Мікроструктура приповерхневого шару сталі 40X після імпульсно-плазмової обробки: а – зображення на оптичному мікроскопі; б – зображення на растровому електронному мікроскопі

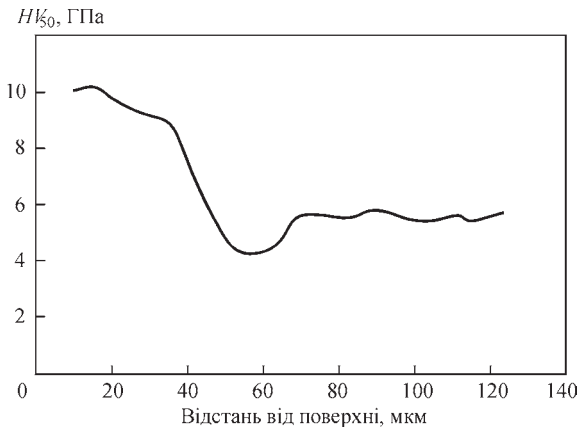


Рис. 6. Зміна інтегральної мікротвердості у поверхневих шарах сталі 40X після IPO

Випробування зразків без і з IPO проводили на машині торцевого тертя зі швидкостями ковзання 2; 3,5 і 5 м/с і при навантаженні 0,5; 0,9 і 1,3 МПа. На кожному режимі тривалість випробувань визначалася величинами зносів зразків і складала не менше 30 год.

Результати випробувань зразків при подаванні в зону тертя індустріальної оливи I-50A та вод-

но-масляної емульсії РЖ-3 наведені на графіках динаміки зносу (рис. 7).

Як і очікувалося, використання індустріальної оливи порівняно з водно-масляною емульсією значно знижує процес зносу. Мінімальна інтенсивність зносу спостерігається на зразках після IPO на всіх режимах випробувань при використанні оливи I-50A.

При змащуванні як оливою I-50A, так і водно-масляною емульсією РЖ-3 за незмінної швидкості ковзання знос зразків зростає при збільшенні навантаження. В умовах рідинного тертя збільшення швидкості ковзання сприяє зменшенню зносу навіть за вищих навантажень (рис. 7).

Випробування зразків на реверсивній машині тертя проводилися при крапельному змащуванні зразків емульсією. Режими випробувань: середня швидкість ковзання складала 0,15; 0,3 і 0,45 м/с; навантаження – 0,5; 0,9 і 1,3 МПа. Результати випробувань наведені на графіках динаміки зносу (рис. 8). Вплив швидкості ковзання та навантажен-

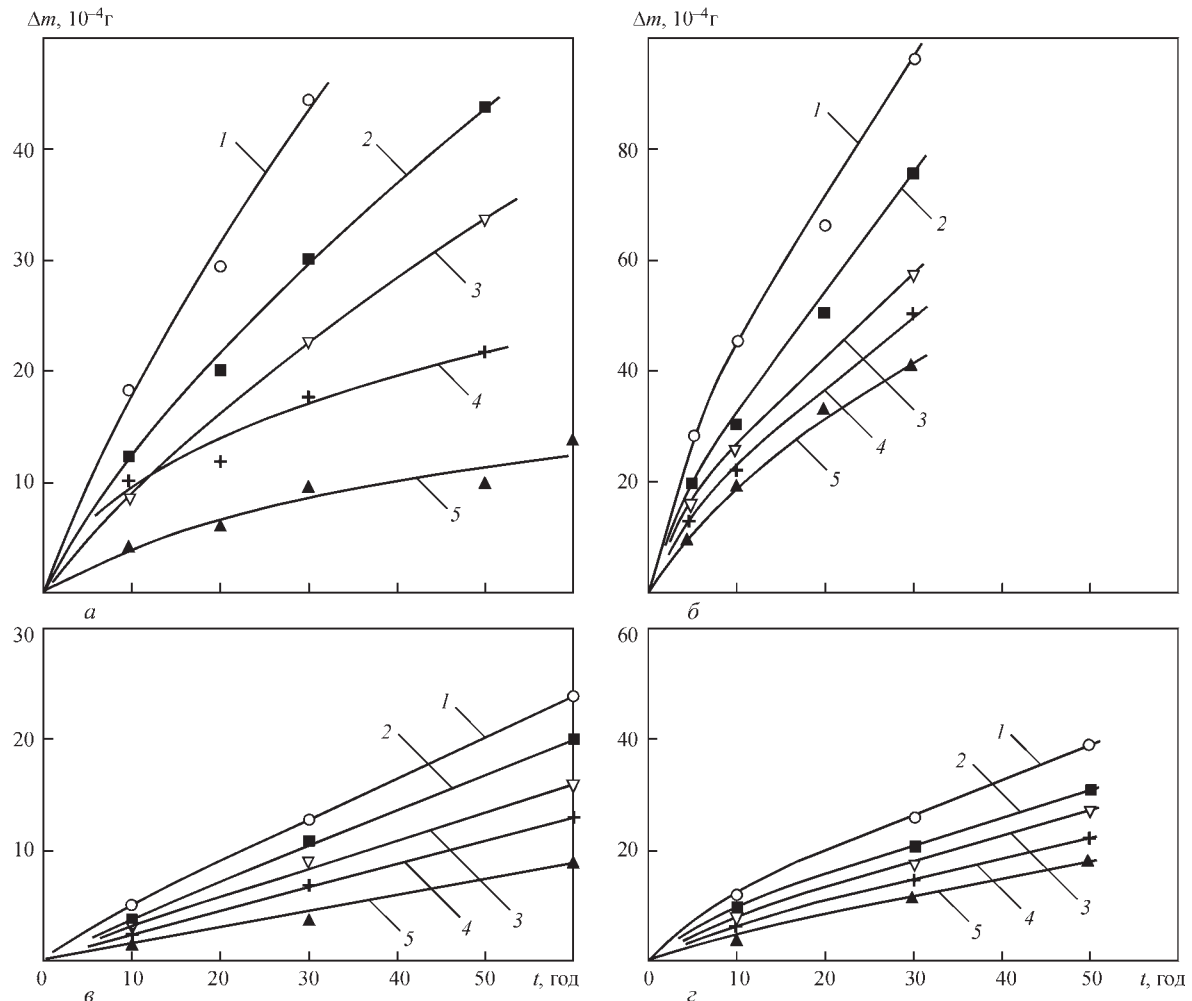


Рис. 7. Динаміка зносу втулок на торцевій машині тертя при змащуванні: а, в – оливою I-50A; б, г – емульсією РЖ-3; а, б – динаміка зносу втулок без IPO; в, г – динаміка зносу втулок після IPO; 1 – швидкість ковзання 2,0 м/с, навантаження 1,3 МПа; 2 – швидкість ковзання 2,0 м/с, навантаження 0,9 МПа; 3 – швидкість ковзання 3,5 м/с, навантаження 0,9 МПа; 4 – швидкість ковзання 2,0 м/с, навантаження 0,5 МПа; 5 – швидкість ковзання 5,0 м/с, навантаження 0,9 МПа

ня на інтенсивність зносу аналогічний тому, як і на машині торцевого тертя. Інтенсивність зносу збільшується при зростанні навантаження та зменшується при зростанні швидкості ковзання.

У більшості інженерних розрахунків коефіцієнт тертя приймають як постійний. Однак у реальних умовах, особливо за високих навантажень, він може змінюватися через зміну площі контакту, фазові перетворення, знос та інші чинники. В умовах рідинного тертя залежно від навантаження змінюється товщина плівки, що також може впливати на коефіцієнт тертя. Як показали дослідження на машині торцевого, так і на машині реверсивного тертя, коефіцієнт рідинного тертя в процесі випробувань змінювався мало. При терті деталей без ІПО на машині торцевого тертя залежно від часу приробки та режиму коефіцієнт знаходився в інтервалі 0,07...0,12 і 0,1...0,13 при змащуванні І-50А і РЖ-3 відповідно. Обробка деталей імпульсною плазмою призводить до зниження коефіцієнта тертя в середньому на 0,015. На машині реверсивного тертя в умовах крапельної подачі емульсії та на наведених вище режимах випробувань коефіцієнт тертя для незміцненої та зміцненої пари складає 0,12...0,16 і 0,1...0,14 відповідно.

Після тривалих випробувань зразків на машині реверсивного тертя на швидкості 2 м/с і при навантаженні 1,3 МПа були проведені випробування притертих зразків на задирку (рис. 9). При проведенні експерименту ступінчасто збільшувалося навантаження на пару тертя на 1 МПа. На кожному етапі навантаження пара тертя працювала

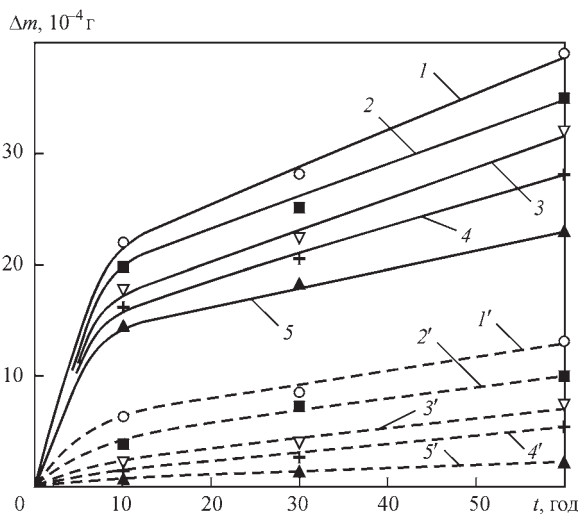


Рис. 8. Динаміка зносу деталей на реверсивній машині тертя при змащуванні емульсією РЖ-3: а – динаміка зносу втулок; — деталі без ІПО; - - - деталі після ІПО; 1, 1' – швидкість ковзання 0,15 м/с, навантаження 0,9 МПа; 2, 2' – швидкість ковзання 0,30 м/с, навантаження 0,9 МПа; 3, 3' – швидкість ковзання 0,45 м/с, навантаження 1,3 МПа; 4, 4' – швидкість ковзання 0,45 м/с, навантаження 0,9 МПа; 5, 5' – швидкість ковзання 0,45 м/с, навантаження 0,5 МПа

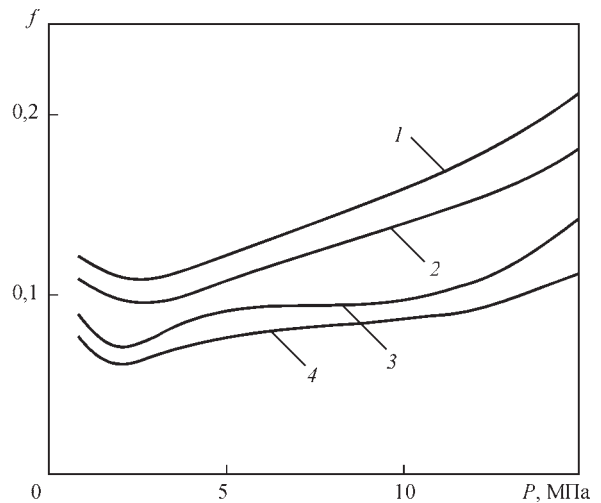


Рис. 9. Залежність коефіцієнта тертя від навантаження при ступінчастому навантаженні зразків на машині реверсивного тертя. Швидкість ковзання 2 м/с. 1 – зразки без ІПО, тертя з емульсією; 2 – зразки після ІПО, тертя з емульсією; 3 – зразки без ІПО, тертя з оливою; 4 – зразки після ІПО, тертя з оливою

10 хв, потім фіксувалася сила тертя та навантаження збільшувалося. Було досягнуто максимального навантаження 15 МПа, збільшувати навантаження далі не дозволили конструктивні особливості машини. У результаті задирки досягти не вдалося.

Висновки

1. З використанням методу рентгеноструктурного фазового аналізу показано, що після поверхневої імпульсно-плазмової обробки зразків зі сталі 40Х формується зміцнений поверхневий шар, що складається з дрібнодисперсного мартенситу, залишкового аустеніту (14,8 об. %), а також незначної кількості оксидів. Збільшення залишкового аустеніту в умовах високих швидкостей охолодження (до 10^7 К/с) пов'язано з пригніченням високотемпературного розпаду аустеніту в процесі високошвидкісного мартенситного перетворення.

2. Багатократний тепловий вплив імпульсною плазмою дозволяє здійснювати процес термоциклічної обробки поверхні, що сприяє підсиленню фазового наклепу в результаті оборотних $\alpha \leftrightarrow \gamma$ перетворень, збільшенню щільності дислокацій, дробленню структури. У результаті формується поверхневий шар завтовшки 35 мкм, який має підвищену мікротвердість – $HV_{50} = 8800 \dots 10200 \text{ МПа}$, що в 1,7 рази вище, ніж мікротвердість в основному металі.

3. Аналіз наведених експериментів показує, що триботехнічні властивості зразків в умовах рідинного тертя суттєво покращуються внаслідок їх зміцнення імпульсно-плазмовим методом. Так, зміцнення забезпечує зниження швидкості зношування зразків у 1,2...3,7 рази при змащуванні оливою і в 1,4...4,3 рази при змащуванні емульсією

під час випробувань на машині торцевого тертя, а на машині реверсивного тертя при змащуванні емульсією – в 1,8...3 рази. У всіх випадках зміцнення забезпечує зниження коефіцієнта рідинного тертя на 0,01...0,02.

Список літератури/References

- Dinesh Babu, P., Balasubramanian, K.R., Buvanashakaran, G. (2011) Laser surface hardening: a review. *International J. of Surface Science and Engineering*, 5(2-3), 131–151. DOI: <https://doi.org/10.1504/IJSURFSE.2011.041398>
- Kwok, C.T., Man, H.C., Cheng, F.T., Lo, K.H. (2016) Developments in laser-based surface engineering processes: with particular reference to protection against cavitation erosion. *Surface and Coatings Technology*, 291, 189–204. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.02.019>
- Zou, J.X., Zhang, K.M., Hao, S.Z. et al. (2010) Mechanisms of hardening, wear and corrosion improvement of 316 L stainless steel by low energy high current pulsed electron beam surface treatment. *Thin solid films*, 519(4), 1404–1415. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2010.09.022>
- Лашченко Г.И. (2003) *Плазменное упрочнение и напыление*. Киев, Экотехнологія.
Lashchenko, G.I. (2003) *Plasma hardening and spraying*. Kyiv, Ekotehnologiya [in Russian].
- Maharjan, N., Zhou, W., Zhou, Y. et al. (2019) Comparative study of laser surface hardening of 50CrMo4 steel using continuous-wave laser and pulsed lasers with ms, ns, ps and fs pulse duration. *Surface and Coatings Technology*, 366, 311–320. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.03.036>
- Федюкин В.К., Смагоринский М.Е. (1989) *Термоциклическая обработка металлов и деталей*. Ленинград, Машиностроение.
Fedyukin, V.K., Smagorinsky, M.E. (1989) *Thermocyclic processing of metals and parts*. Leningrad, Mashinostroenie [in Russian].
- Минько Л.Я. (1970) *Получение и исследование импульсных плазменных потоков*. Минск, Наука и техника.
Minko, L.Ya. (1970) *Generation and study of pulsed plasma flows*. Minsk, Nauka i Tekhnika [in Russian].
- Chabak, Y.G., Fedun, V.I., Pastukhova, T.V. et al. (2017) Modification of steel surface by pulsed plasma heating. *Probl. At. Sci. Technol.*, 110, 97–102. https://vant.kipt.kharkov.ua/ARTICLE/VANT_2017_4/article_2017_4_97.pdf
- Yu, J., Zhang, L., Liu, K. et al. (2017) Effect of pulse detonation-plasma technology treatment on T8 steel microstructures. *J. of Materials Engineering and Performance*, 26, 6198–6206. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-017-3067-y>
- Özbek, Y.Y. (2020) Surface properties of AISI 4140 steel modified by pulse plasma technique. *J. of Materials Research and Technology*, 9(2), 2176–2185. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.12.048>
- Тюрин Ю.Н., Колісниченко О.В., Циганков Н.Г. (2001) Импульсно-плазменное упрочнение инструмента. *Автоматическая сварка*, 1, 38–44.
Tyurin, Yu.N., Kolisnichenko, O.V., Tsygankov, N.G. (2001) Pulse-plasma hardening of tools. *The Paton Welding J.*, 1, 38–44.
- Korzhyk, V., Tyurin, Y., Kolisnichenko, O. (2021) *Theory and practice of plasma-detonation technology of surface hardening metal products*. Kharkiv, PC Technology Center. DOI: <https://doi.org/10.15587/978-617-7319-46-6>
- Tyurin, Y.N., Kolisnichenko, O.V. (2009) Plasma-detonation technology for modification of the surface layer of metal parts. *Open Surface Science J.*, 1, 13–19. DOI: <http://dx.doi.org/10.2174/1876531900901010013>

INFLUENCE OF PULSE PLASMA TREATMENT ON WEAR RESISTANCE OF 40KH STEEL SURFACE LAYERS

O.V. Kolisnichenko¹, V.M. Korzhyk¹, C. Senderowski², D.V. Strogonov¹, O.V. Hanushchak¹, O.S. Tereshchenko¹

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

²Warsaw University of Technology, Mechanics and Printing Institute, Narbutta 85, 02-524, Warszawa, Poland. E-mail: cezary.senderowski@pw.edu.pl

The paper studies the effect of pulse plasma treatment on the physical and mechanical properties of 40Kh steel. The structural and phase changes were studied in the surface layers using metallographic and X-ray phase analysis. Cyclic action and high heating and cooling rates in the surface layers lead to a change in the kinetics of phase transformations, the creation of inhomogeneous distortions of the crystal lattice as a result of phase strain hardening, a decrease in the dispersion of the structure, the creation of an increased dislocation density, etc. Tribological tests for wear resistance were carried out under liquid friction conditions at various loads and sliding speeds. Comparative data on the extent of linear wear and wear intensity of the test samples were obtained. 13 Ref., 9 Fig.

Keywords: pulse plasma treatment, structural alloy steel, structural phase analysis, hardness, microstructure, friction pair, wear

Отримано 18.04.2025

Отримано у переглянутому вигляді 19.06.2025

Прийнято 30.07.2025

Конференція «Зварювання та споріднені технології для відновлення України»

м. Київ, 27 листопада 2025 р.

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України

Тематика конференції:

- дугові процеси зварювання та наплавлення ■ променеві та плазмові технології зварювання, наплавлення і нанесення покриттів
- гібридні процеси зварювання ■ 3D адитивні технології отримання металевих виробів ■ спеціальна електрометалургія ■ матеріалознавство в зварюванні та споріднених технологіях ■ неруйнівний контроль та технічна діагностика.

Для участі в роботі конференції необхідно надіслати заявку в Оргкомітет (участь безкоштовна). До початку конференції буде видано збірку тез/доповідей тільки в електронному форматі. Об'єм публікацій необмежений. Тривалість доповідей до 20 хвилин (15 хвилин доповідь, 5 хвилин обговорення). Розмір плакату для участі в роботі сесії стендових доповідей: А0 або А1. Сесія стендових доповідей буде проводитись паралельно з пленарними доповідями.

Контрольні дати.

Подання заявок та тез/доповідей до 04.11.2025. Подання заявок без доповіді до 24.11.2025. Розсилка програми до 20.11.2025.

Вартість публікації.

Одна сторінка в збірці тез/доповідей – 150 грн. Надання індексу DOI для тези/доповіді – 150 грн. Надання сертифіката учасника – 150 грн.

Контакти

тел./факс: (38044) 205-23-90, E-mail: journal@paton.kiev.ua

ВПЛИВ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СТАНУ НА ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ

В.В. Дмитрик, Чень Сінлей

Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут». 61002, м. Харків, вул. Кирпичова, 2.
E-mail: dmitrikvitali@gmail.com

Розглянуто особливості впливу структурно-фазового стану на властивості зварних з'єднань паропроводів, а також на надійність їх роботи та залишковий ресурс. Необхідність визначення фізико-механічних властивостей, надійності та ресурсу більшою мірою стосується зварних з'єднань тих паропроводів, робочі параметри яких складають: температура 545 °С, тиск пари 25,5 МПа. Встановлено, що при збільшенні напрацювання зварних з'єднань в їх структурі відбувається поступове перетворення вихідної структури у ферито-карбідну суміш, кількість якої відповідно зростає. Наявність такої суміші забезпечує зменшення показників механічних властивостей металу зварних з'єднань і сприяє його пошкодженості за крихким механізмом. Інтенсивність зростання ферито-карбідної суміші значною мірою залежить від вихідної структури зварних з'єднань. Встановлено, що присутність перліту у вихідній структурі сприяє прискоренню утворення ферито-карбідної суміші. Бібліогр. 10, табл. 1, рис. 12.

Ключові слова: структурно-фазовий стан, теплостійкі сталі, надійність, ресурс, пошкодженість, зварні з'єднання, ділянки зони термічного впливу, ферито-карбідна суміш, механічні властивості

Вступ. Проблему забезпечення надійності та залишкового ресурсу зварних з'єднань паропроводів, які довготривало (понад 270 тис. год) експлуатуються в умовах повзучості та втоми, доцільно вирішувати з урахуванням впливу структурно-фазового стану зварних з'єднань на їх фізико-механічні властивості. Водночас при вирішенні даної проблеми слід враховувати загальні умови роботи зварних з'єднань, використовувати відповідні розрахункові методи й статичні показники за границею подовжньої міцності та повзучості. Визначення надійності та залишкового ресурсу металу зварних з'єднань потребує дослідження його структурно-фазового стану та наявності пошкодженості. Для узагальнення отриманих результатів необхідно впровадити відповідні критерії, які дозволяють обґрунтувати надійність роботи зварних з'єднань, а також з більшою точністю визначати їх ресурс. І тому для обґрунтування надійності встановлювали зв'язок між деградуючим металом зварних з'єднань і його властивостями, які впливають на надійність і ресурс. Першочергово слід визначити надійність і залишковий ресурс тих зварних з'єднань паропроводів, робочі параметри яких (температура пари T_e – 545...565 °С, тиск пари P_e – 25,5 МПа) є вищими за аналогічні параметри інших зварних з'єднань паропроводів.

Відомо, що пошкодженість за механізмом утворення пор повзучості переважно відбувається на ділянці неповної перекристалізації зони термічного впливу (ЗТВ), де присутній перліт, зерна якого мають округлу форму [1, 2]. Нові зерна пер-

літу внаслідок перекристалізації розташовуються по границях аустенітних зерен, що сприяє прискоренню пошкодженості. Також структурна особливість перліту, при наявності сегрегацій, характеризується збільшенням швидкості коагуляції карбідів $M_{23}C_6$, що призводить до утворення пор по границях зерен α -фази.

На ділянках сплавлення та перегріву ЗТВ зварних з'єднань утворюються тріщини втоми. Такі тріщини переважно зароджуються по границях аустенітних зерен. Саме на таких границях при зварювальному нагріванні накопичуються елементи проникнення та хімічні сполуки [2], що суттєво знижує міжатомні сили зчеплення.

Урахування особливостей структурно-фазового стану та пошкодженості дозволяє оцінити рівень надійності металу зварних з'єднань паропроводів. Тому важливим є встановлення зв'язку між фізико-хімічними процесами, що проходять в металі зварних з'єднань в умовах повзучості, його структурно-фазовим станом та пошкодженістю. Встановлення такого зв'язку дозволяє обґрунтувати критерії визначення надійності та залишкового ресурсу зварних з'єднань.

Проблема оцінки надійності зварних з'єднань паропроводів щодо їх напрацювання до 250 тис. год вирішена в достатній мірі. Водночас при напрацюванні зварних з'єднань понад 270...280 тис. год, що відповідає закінченню другої стадії повзучості, проявляються специфічні особливості протікання фізико-хімічних процесів і структурно-фазових змін. Їх прояв забезпечує прискорене

Дмитрик В.В. – <https://orcid.org/0000-0002-1085-3811>, Чень Сінлей – <https://orcid.org/0000-0003-2755-7725>
© В.В. Дмитрик, Чень Сінлей, 2025

формування ферито-карбідної суміші в структурі зварних з'єднань та сприяє їх пошкодженості, що потребує дослідження.

Метою роботи є дослідження впливу структурно-фазового стану металу зварних з'єднань паропроводів на його пошкодженість стосовно довготривалого напрацювання зварних з'єднань (понад 270 тис. год) в умовах повзучості та втоми. Досягнення мети роботи дозволяє надати точнішу оцінку надійності роботи зварних з'єднань і визначити їх залишковий ресурс. Вплив водню та корозійних процесів на інтенсивність деградації металу зварних з'єднань потребують, на наш погляд, окремого додаткового дослідження.

Методики та методи дослідження. Структурно-фазовий стан, фізико-хімічні процеси та властивості досліджували на зразках зварних з'єднань паропроводів свіжої пари енергоблоків ТЕС потужністю 250...300 МВт. Досліджували ділянки паропроводів зі сталі 15X1M1Ф, діаметр і товщина стінки яких склали 325×60 мм, та сталі 12X1MФ – 273×62,5 мм. Робочі параметри паропроводів: $T_e = 545\text{ }^\circ\text{C}$, $P_e = 25,5\text{ МПа}$. Отримували зварні з'єднання паропроводів із наведених сталей шляхом використання автоматичного та напівавтоматичного зварювання у суміші 50 % CO_2 + 50 % Ar . Параметри зварювання: $I_{\text{зв}} = 370\text{...}400\text{ А}$; $U_{\text{д}} = 28\text{...}32\text{ В}$; $V_{\text{зв}} = 20\text{...}25\text{ м/год}$. Для визначення короткочасних механічних властивостей використовували штатне обладнання. Структурно-фазовий стан досліджували з використанням оптичного металографічного мікроскопа Meiji Techno (Японія), а також електронного просвічувального мікроскопа JEOL JSM-7800F (Японія). Для виявлення структури зразки піддавали поліруванню й травленню у 2...4%-му спиртовому розчині азотної кислоти (ніталі).

Результати дослідження та їх аналіз. Утворення пор повзучості та тріщин втоми в металі зварних з'єднань розглядали як пов'язані процеси їх пошкодженості, проходженню якої значною мірою сприяє наявність ферито-карбідної су-

міші. Кількість такої суміші в структурі зварних з'єднань при їх напрацюванні понад 270 тис. год стрімко збільшується (рис. 1). До складу ферито-карбідної суміші входять карбіди M_{23}C_6 , що коагулюють. На границях контакту коагулюючих за довжиною карбідів із зернами α -фази прискорено утворюються пори повзучості, які перетворюються в тріщини повзучості [3]. Тому ферито-карбідну суміш можна вважати за браковочну складову.

У металі зварних з'єднань інтенсивніше, ніж в основному металі паропроводів, відбуваються структурно-фазові зміни. Такі зміни забезпечують фізико-хімічні процеси, інтенсивність проходження яких значною мірою залежить від вихідної структури металу зварних з'єднань (рис. 2). Розглянемо зварні з'єднання зі сталі 15X1M1Ф, які мають вихідну ферито-бейнітну структуру. До складу структури ділянки перегрівання ЗТВ може входити перліт як складова повної перекристалізації, що має глобуляризовану форму (рис. 3). На ділянці неповної перекристалізації нові продукти розпаду аустеніту можуть утворювати структурні складові: перліт, сорбіт або тростит [3–5]. Встановили, що перліт порівняно зі структурами сорбіту й троститу, більш прискорено перетворюється в нову ферито-карбідну суміш (рис. 1.)

Відомо, що наявність такої суміші суттєво знижує фізико-механічні властивості металу зварних з'єднань. У зернах α -фази помітно зменшується присутність легуючих елементів заміщення: хрому, молібдену та ванадію. Водночас їх присутність у карбідах збільшується. Наприклад, при 280 тис. год напрацювання зварних з'єднань зі сталі 15X1M1Ф при $545\text{ }^\circ\text{C}$ кількість легуючих елементів у карбідах складала: $\text{Cr} - 45\text{...}48\text{ \%}$, $\text{Mo} - 65\text{...}68\text{ \%}$ і $\text{V} - 75\text{...}85\text{ \%}$. Утворюються нові карбіди VC і Mo_2C . Проходять карбідні реакції $\text{M}_3\text{C} \rightarrow \text{M}_7\text{C}_3 \rightarrow \text{M}_{23}\text{C}_6$. Карбіди M_{23}C_6 , що знаходяться по границях зерен α -фази (рис. 4), коагулюють переважно за механізмом коалесценції і їх форма стає видовженою. Важливо провести дослідження з гальмування коагуляції карбідів M_{23}C_6 в

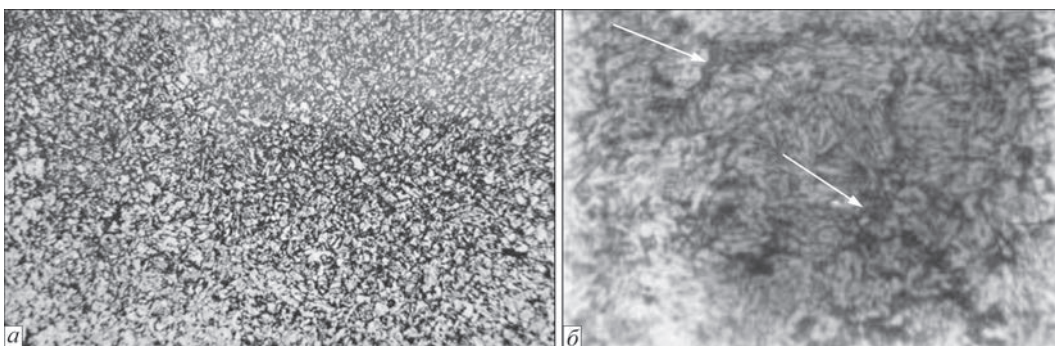


Рис. 1. Структура ділянки неповної перекристалізації зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Ф: а – у вихідному стані; б – після >276 тис. год напрацювання. Перлітну складову структури показано стрілками (×360)

інтервалі температур 545...650 °С, що доцільно враховувати при створенні нових, більш тепло-стійких сталей [6–8]. Зауважимо, що швидкість коагуляції карбідів $M_{23}C_6$, що знаходяться по границях зерен, значно перевершує коагуляцію таких карбідів, що знаходяться в тілі зерен. Отже, наявність перліту суттєво впливає на деградацію

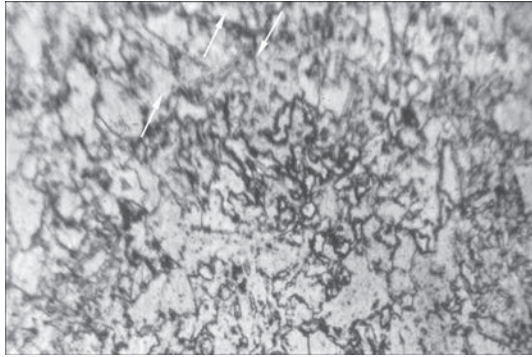


Рис. 2. Вихідна структура ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Ф. Перлітну складову структури показано стрілками (×360)

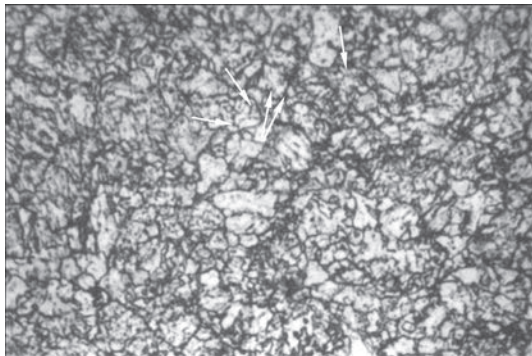


Рис. 3. Мікροструктура ділянки перегрівання ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Ф. Перлітну складову структури показано стрілками (×300)

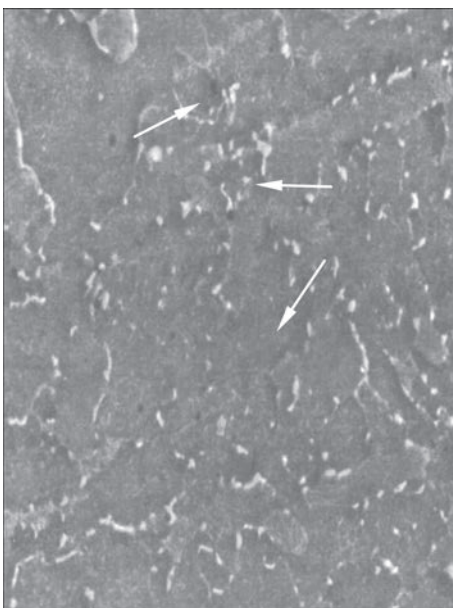


Рис. 4. Мікροструктура ділянки перегрівання ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Ф. Мікропори повзучості показано стрілками. Ресурс 276 тис. год (×360)

властивостей металу зварних з'єднань, особливо після їх напрацювання понад 270...280 тис. год.

Утворення мікропор повзучості та мікротріщин втоми відбувається внаслідок пов'язаної дії деформаційного й дифузійного процесів. Деформаційний процес сприяє зменшенню міжатомних сил зчеплення, а самодифузія елементів заміщення проходить при нижчій енергії активації [3]. Водночас деформаційний процес сприяє утворенню мікронесуцільностей і перетворенню їх у зародкові пори. Найінтенсивніше у зварних з'єднаннях пори утворюються на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ (рис. 5). Метал цієї ділянки зазнає зварювального нагрівання в інтервалі температур, обмеженому критичними точками $A_{c1} - A_{c3}$. Утворення перліту в якості структурної складової розпаду частково утвореного аустеніту обумовлено нагріванням в області температур, обмеженої точками $A_{c1} - A_{c3}$, а також відповідною швидкістю охолодження. Залежно від швидкості охолодження нові продукти розпаду аустеніту можуть утворюватися у вигляді перліту, сорбіту або троститу. Наведені складові з різною швидкістю перетворюються у ферито-карбідну суміш, яка кількісно збільшується при зростаючому напрацюванні зварних з'єднань (рис. 6). Утворення такої суміші, що збільшується кількісно, для зварних з'єднань зі сталей 12X1MФ і 15X1M1Ф має свої відмінні особливості. Наприклад, у зварних з'єднаннях зі сталі 12X1MФ більш помітно в процесі рекристалізації формуються крупні феритні зерна, а коагуляція карбідів $M_{23}C_6$, порівняно з коагуляцією карбідів у зварних з'єднаннях зі сталі 15X1M1Ф, проходить повільніше.

Формуванню перлітних структур на ділянках ЗТВ можна запобігти при оптимізації температурного режиму процесу зварювання й таким чином

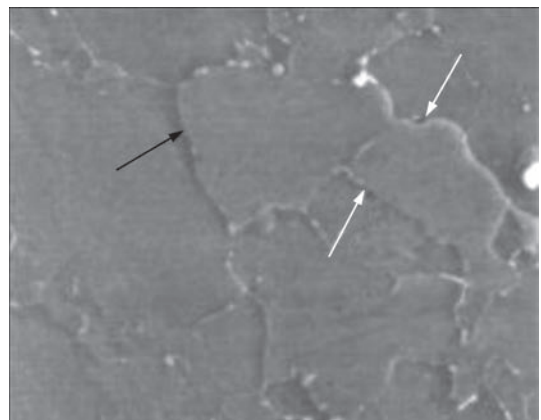


Рис. 5. Пори повзучості (білі стрілки) та тріщина втоми (чорна стрілка) на ділянці неповної перекристалізації зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Ф після напрацюванні понад 276 тис. год (×360)

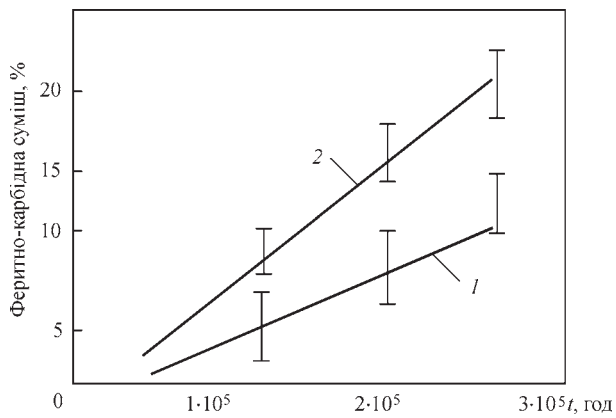


Рис. 6. Залежність утворення феритно-карбідної суміші на ділянці неповної перекристалізації зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ від терміну її напрацювання: 1 – при наявності перекристалізованого сорбіту; 2 – перліту

отримати сорбіт або тростит на ділянці неповної перекристалізації.

Внаслідок самодифузії у зернах α -фази зменшується кількість елементів заміщення хрому, молібдену та ванадію, що суттєво зменшує фазовий наклеп зерен. Водночас збільшується кількість карбідів VC і Mo₂C, а карбіди M₂₃C₆ коагулюють. Структурні перетворення сприяють зниженню твердості, а також показників міцності майже на 10...20 %.

Результати дослідження та їх обговорення.

Вимушене підвищення робочої температури до 585 °С (аварійний викид пари) надає прискорення проходженню фізико-хімічних процесів у металі зварних з'єднань. На ділянках ЗТВ, а також у металі шва та в основному металі з відповідною швидкістю збільшується утворення феритно-карбідної суміші. Зауважимо, що така суміш відрізняється від вихідної феритно-карбідної суміші (перліту). Відмінність полягає в тому, що феритно-карбідна суміш, що утворюється, характеризується наявністю збільшених за розмірами (переважно видовжених) карбідів M₂₃C₆ (рис. 4). Відбувається фрагментація зерен, а також внаслідок рекристалізації зерна збільшуються за розмірами. З найбільшою інтенсивністю утво-



Рис. 7. Мікροструктура ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 15Х1М1Ф. Ресурс 280 тис. год (×2500)

рення феритно-карбідної суміші проходить на ділянках неповної перекристалізації зварних з'єднань зі сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф (рис. 7).

При напрацюванні зварних з'єднань понад 280 тис. год збільшені розміри карбідів M₂₃C₆ складають близько 0,5...1,2 мкм. Відбувається їх коагуляція [3]. До складу карбіду M₂₃C₆, що має складну кубічну ґратку [4], входить хром, який поступово замінюється на молібден. Зазначимо, що даний карбід входить і до складу нових, більш теплостійких сталей [6–8]. Тому гальмування їх коагуляції є важливою задачею, що потребує вирішення.

При визначенні фізичних і механічних властивостей слід враховувати наступні параметри, що характеризують структурно-фазовий стан:

- кількість, розміри та будову карбідних виділень;
- різницю періодів кристалічної ґратки коагулюючих карбідів і зерен α -фази;
- загальну кількість карбідів, а також зміну форми карбідів при їх коагуляції;
- хімічний склад зерен α -фази, який зазнав зміни внаслідок самодифузії елементів заміщення.

Урахування розглянутих параметрів у якості доповнення до нормативних документів [9, 10] надасть можливість підвищити оцінку надійності зварних з'єднань із теплостійких сталей, термін напрацювання яких є більшим за 280 тис. год.. Стосовно першої стадії повзучості, характерною є відносна низька щільність дислокацій у зернах α -фази [3], яка на ділянках ЗТВ зварних з'єднань помітно відрізняється. Так, на ділянці неповної перекристалізації локальна щільність дислокацій є найбільшою і складає близько 10⁷ см⁻². У зернах бейніту відпуску щільність дислокацій є більшою на 10...15 %, ніж у зернах фериту. Загальне підвищення щільності дислокацій характерне для другої стадії повзучості, яка відповідає напрацюванню зварних з'єднань понад 270...280 тис. год. Для цієї стадії повзучості локальна щільність дислокацій є найбільшою на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ (рис. 8). Дещо менша щільність дислокацій спостерігається на ділянці перегрівання (рис. 9). Спільним для ділянок є те, що найбільша щільність дислокацій спостерігається біля коагулюючих карбідів M₂₃C₆, які знаходяться на границях зерен α -фази [2]. Тут формуються сітки з дислокацій, утворюються пороги та сходинки на дислокаціях, спостерігається збільшення довжини дислокацій. Дислокаційні процеси надають зернам α -фази фрагментованість. Усередині зерен щільність дислокацій поступово зменшується, а по їх границях збільшується (рис. 10). Тому мож-

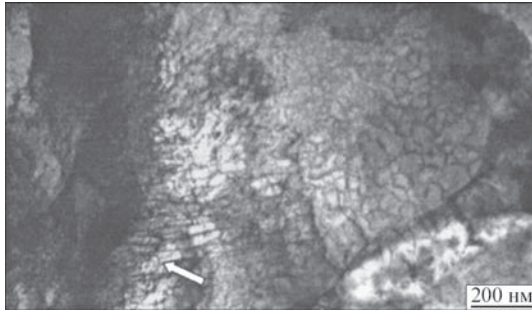


Рис. 8. Дислокаційна структура ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12X1MФ. Напрацювання 280 тис. год (приклади сходинок на дислокаціях вказані стрілкою [4])

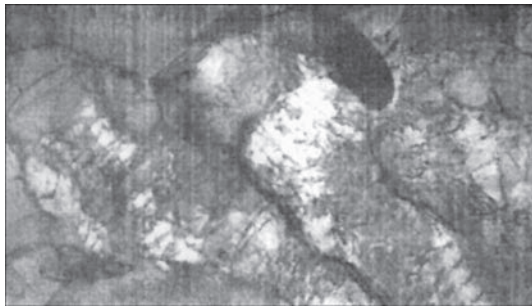


Рис. 9. Дислокації та виділення других фаз. Структура ділянки перегрівання сталі 15X1MФ. ($\times 50\,000$). Напрацювання 280 тис. год [4]

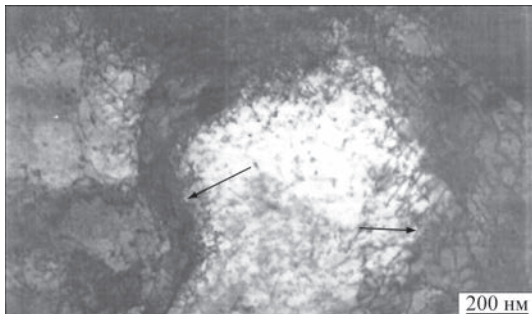


Рис. 10. Дислокаційна структура металу шва (сплав 10XMФ). Схема дислокацій на окремих фрагментах субзерен α -фази (вказано стрілками)

на припустити, що проходження фізико-хімічних процесів у зернах α -фази має складний характер і є неоднорідним. Їх проходження на приграничних фрагментах зерен є інтенсивнішим, ніж на центральних. На другій стадії повзучості щільність дислокацій всередині зерен змінюється в меншому ступені, ніж біля їх границь.

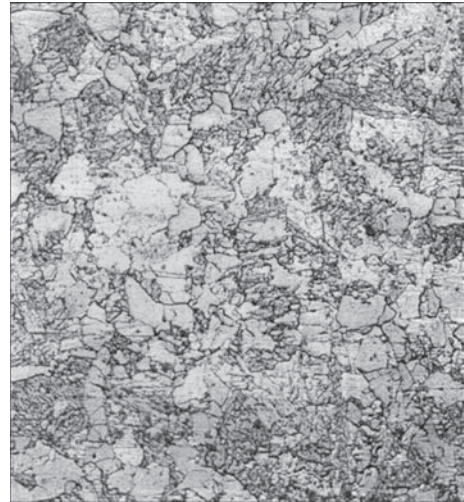


Рис. 11. Структура ділянки нормалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12X1MФ. Ресурс 280 тис. год ($\times 360$)

Наприкінці другої стадії повзучості в структурі зварних з'єднань процес повернення переходить у процес рекристалізації [3–5]. Усунення окремих границь зерен призводить до їх злиття. Утворюються нові зерна (рис. 11), які поступово набувають однакової кристалографічної орієнтації. Структурні перетворення сприяють зменшенню фізичних і механічних властивостей зварних з'єднань, наприклад опору утворенню пор повзучості (рис. 12) і тріщин втоми, а також показників міцності та твердості [4, 5]. Збільшення розмірів зерен і зменшення їх міцності сприяє збільшенню деформаційної здатності зерен. По границях зерен, з більшою швидкістю біля коагулюючих карбідів $M_{23}C_6$, накопичуються дислокації (рис. 10), що сприяє пошкоджуваності зварних з'єднань за крихким механізмом.

Визначення та врахування закономірностей структурно-фазових перетворень у металі зварних з'єднань стосовно умов повзучості та втоми є складною задачею. Тому обґрунтування таких перетворень є особливо значимим відносно прогнозування їх проходження, наприклад визначення впливу старіння на опір пружно-пластичному деформуванню зварних з'єднань із перлітних сталей (див. таблицю).

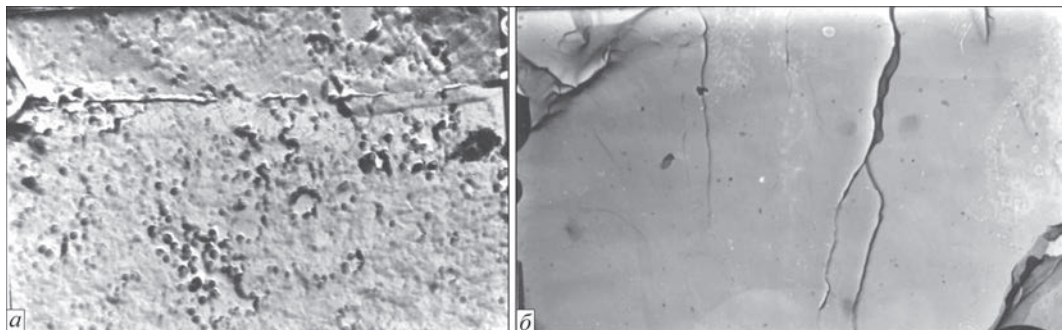


Рис. 12. Утворення зародкових пор повзучості (а) і тріщин втоми (б) у металі зварних з'єднань зі сталі 15X1MФ ($\times 14\,000$)

Вплив режиму старіння на опір пружно-пластичному деформуванню зварних з'єднань із перлітних сталей $\sigma_{0,2}^{\text{стар}} / \sigma_{0,2}^{\text{вих}}$

Зварні з'єднання із перлітних сталей	Тривалість старіння, год	$\sigma_{0,2}^{\text{стар}} / \sigma_{0,2}^{\text{вих}}$ при $T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$
12X1МФ	280 000	0,79
15X1М1Ф	280 000	0,78

Примітка. Позначення $\sigma_{0,2}^{\text{стар}} / \sigma_{0,2}^{\text{вих}}$ зразків, які відпрацювали 276 тис. год.

Структурно-фазові зміни в металі зварних з'єднань зумовлюють зниження його мікротвердості [4, 5]. При збільшенні напрацювання зварних з'єднань понад 280 тис. год зростає швидкість повзучості їх металу. Наприклад залишкова деформація ділянки неповної перекристалізації складає близько 5...7 %, ділянки перегрівання ЗТВ – близько 4...5 %. Утворення нової структурної складової – ферито-карбідної суміші (рис. 11) при довготривалому напрацюванні зварних з'єднань забезпечує зниження їх фізико-механічних властивостей, надійності та залишкового ресурсу. Тому запас міцності зварних з'єднань повинен розраховуватись на основі структурно-фазового стану. Основними характеристиками повинні бути границя міцності, пластичність і опір термічній втомі. Визначення наведених характеристик необхідно обґрунтувати показниками швидкості повзучості та опору деформуванню металу зварних з'єднань. Також доцільно визначати особливості утворення й розповсюдження тріщин втоми та пор повзучості для засвідчення живучості зварних з'єднань.

Важливо порівнювати характеристики вихідного структурно-фазового стану зварних з'єднань, а також їх фізико-механічні властивості з аналогічними показниками, які встановилися після їх довготривалого напрацювання в умовах повзучості та втоми.

Висновки

1. Встановлено особливості утворення ферито-карбідної суміші в якості складової в структурі зварних з'єднань паропроводів із теплостійких сталей стосовно їх напрацювання в умовах повзучості та втоми понад 270...280 тис. год, що доцільно для гальмування їх утворення.

2. Визначено залежність фізико-механічних властивостей від структурно-фазового стану зварних з'єднань, який сформувався при їх довготривалому напрацюванні.

3. Обґрунтовано необхідність урахування структурно-фазових змін у металі зварних з'єднань стосовно визначення надійності їх роботи та залишкового ресурсу.

4. Запропоновано при виготовленні зварних з'єднань шляхом використання відповідних пара-

метрів режиму зварювання запобігти формуванню перлітних складових у їх вихідній структурі, що дозволяє зменшити пошкоджувальність зварних з'єднань паропроводів.

Список літератури

1. Дмитрик В.В., Соболев О.В., Погребной Н.А. и др. (2015) Структурные изменения металла сварных соединений паропроводов в процессе эксплуатации. *Автоматическая сварка*, **12**, 26–30.
2. Дмитрик В.В., Касьяненко І.В., Латинін Ю.М. (2021) Структурний стан і пошкоджувальність металу зварних з'єднань паропроводів. *Автоматичне зварювання*, **9**, 38–42. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2021.09.06>
3. Дмитрик В.В., Глушко А.В., Поздняков В.Д., Касьяненко І.В. (2023) Утворення пор повзучості у зварних з'єднаннях. *Проблеми міцності*, **2**, 63–72.
4. Глушко А.В., Дмитрик В.В., Сыренко Т.А. (2018) Ползучесть сварных соединений паропроводов. *Металлофизика и новейшие технологии*, **40(5)**, 683–700. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.40.05.0683>
5. Chalko, L. (2024) Структурно-фазові особливості пошкоджувальності зварних з'єднань паропроводів ТЕС з теплостійких сталей (Огляд). *Автоматичне зварювання*, **3**, 34–40. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2024.03.05>
6. Скульский В.Ю., Царюк А.К., Моравецкий С.И. (2009) Оценка склонности сварных соединений теплоустойчивой хромистой мартенситной стали к образованию трещин при термической обработке. *Автоматическая сварка*, **1**, 5–9.
7. Скульский В.Ю., Царюк А.К. (2004) Новые теплоустойчивые стали для изготовления сварных узлов тепловых энергоблоков (Обзор). *Автоматическая сварка*, **4**, 35–40.
8. Скульский В.Ю. (2006) Особенности образования δ-феррита на границе сплавления при сварке теплоустойчивой хромистой мартенситной стали. *Автоматическая сварка*, **11**, 17–21.
9. СОУ 40.3-0013044-20:2010 *Настанова. Оцінювання технічного стану металу прямих ділянок головних парогонів ТЕС. Вплив зупинок технологічного процесу на зміну технічного стану експлуатованого металу. Типова інструкція.* Львів, ДП «ЛКБ» і ФМІ НАНУ.
10. ДСТУ EN 10216-2:2016 (EN 10216-2:2013, IDT) *Труби сталеві безшовні для роботи під тиском. Технічні умови постачання.* Дата початку дії: 01.01.2017.

References

1. Dmitrik, V.V., Sobol, O.V., Pogrebnoj, M.A., Glushko, A.V., Ishchenko, G.I (2015) Structural changes in metal of welded joints of steam pipelines in operation. *The Paton Welding J.*, **12**, 24–28. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2015.12.05>
2. Dmitrik, V.V., Kasyanenko, I.V., Latynin, Y.M. (2021) Structural condition and damage of metal of welded joints of steam pipelines. *Avtomatychne Zvaryvannya*, **9**, 38–42 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2021.09.06>
3. Dmytryk, V.V., Glushko, A.V., Poznyakov, V.D., Kasyanenko, I.V. (2023) Creep pores in welded joints. *Strength of Materials*, **55**, 287–295. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11223-023-00523-6>
4. Glushko, A.V., Dmitrik, V.V., Syrenko, T.A. (2018) Creep of welded joints of steam pipelines. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*, **40(5)**, 683–700 [in Russian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.40.05.0683>
5. Chalko, L. (2024) Structural-phase characteristics of damage to welded joints of TPP steam pipelines from heat-resistant steels (Review). *The Paton Welding J.*, **7**, 10–16. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2024.07.02>
6. Skulsky, V.Yu., Tsaryuk, A.K., Moravetsky, S.I. (2009) Evaluation of susceptibility of welded joints of heat-resistant chromium martensitic steel to cracking at heat treatment. *The Paton Welding J.*, **1**, 2–5.
7. Skulsky, V.Yu., Tsaryuk A.K. (2004) New heat resistant steels for manufacture of weldments in heat power units (Review). *The Paton Welding J.*, **4**, 32–37.

8. Skulsky, V.Yu. (2006) Features of δ -ferrite formation on the fusion boundary in welding heat resistant chromium marten-sitic steel. *The Paton Welding J.*, **11**, 13–16.
9. SOU 40.3-0013044-20:2010. *Guideline. Assessment of the technical condition of metal of straight sections of the main steam lines of thermal power plants. Influence of process stoppages on changes in the technical condition of the metal in operation. Standard instruction.* Lviv, SE «LKB» and FMI NASU [in Ukrainian].
10. DSTU EN 10216-2:2016 (EN 10216-2:2013, IDT). *Seamless steel pipes for use under pressure. Technical conditions of delivery.* Date of entry into force: 01.01.2017 [in Ukrainian].

INFLUENCE OF THE STRUCTURAL PHASE STATE ON THE PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF STEAM PIPELINES

V.V. Dmitrik, Chen Xinlei

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

E-mail: dmitrikvitali@gmail.com

The paper considers the peculiarities of the influence of the structural-phase state on the properties of welded joints of steam pipelines, as well as on their reliability and residual service life. The determination of physical and mechanical properties, reliability, and service life is mostly related to welded joints of those steam lines whose operating parameters are as follows: temperature of 545 °C, steam pressure of 25.5 MPa. It was found that with an increase in the operating time of welded joints, gradual transformation of the ferritic-bainitic structure into a ferritic-carbide mixture occurs in their structure, the amount of which increases accordingly. The presence of such a mixture ensures a decrease in the mechanical properties of the metal of welded joints and contributes to its damage by the brittle mechanism. The growth rate of the ferritic-carbide mixture largely depends on the initial structure of the welded joints. It was found that the presence of pearlite in the initial structure accelerates the formation of a ferritic-carbide mixture. 10 Ref., 1 Tabl., 12 Fig.

Keywords: structural-phase state, heat-resistant steels, reliability, service life, damageability, welded joints, sections of the heat-affected zone, ferritic-carbide mixture, mechanical properties

Отримано 21.04.2024

Отримано у переглянутому вигляді 30.06.2025

Прийнято 05.07.2025

ПЕРЕДПЛАТА 2026

Журнали	Вартість передплати на друковані версії журналів*, грн.			
	місяць	квартал	півроку	рік
«Автоматичне зварювання», видається з 1948 р., 6 випусків на рік. ISSN 3041-234X (Online). ISSN 3041-2374 (Print). Передплатний індекс 70031	–	–	1260	2520
«Сучасна електрометалургія», видається з 1975 р., 4 випуски на рік. ISSN 3041-2331 (Online). ISSN 3041-238 (Print). Передплатний індекс 70693	–	420	840	1680
«Технічна діагностика та неруйнівний контроль», видається з 1989 р., 4 випуски на рік. ISSN 3041-2358 (Online). ISSN 3041-2366 (Print). Передплатний індекс 74475	–	420	840	1680
«The Paton Welding Journal»**, видається з 2000 р., 12 випусків на рік. ISSN 3041-2293 (Online). ISSN 0957-798X (Print). Передплатний індекс 21971.	600	1800	3600	7200

*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою банделоллю.

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

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

Передплата на електронну версію журналів.

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

Передплата через сайт видавництва:

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as/subscription>
<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem/subscription>
<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/tdnk/subscription>
<https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj/subscription>

На сайті видавництва у 2026 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2024 рр.

ЕЛЕКТРОШЛАКОВЕ ЗВАРЮВАННЯ СТАЛІ 09Г2С МАЛОЇ ТОВЩИНИ

П.І. Онищенко, С.М. Козулін

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: pw1_37@ukr.net

У статті наведено результати досліджень можливості отримання якісного зварного з'єднання при електрошлаковому зварюванні (ЕШЗ) сталі 09Г2С завтовшки 20 мм дротами діаметром 1,6; 2,0 та 3,0 мм. Метою роботи є розробка технології та техніки ЕШЗ металу завтовшки 20 мм, яка забезпечує стійкість процесу, якісне формування шва та необхідні механічні властивості зварних з'єднань. Основні завдання роботи: виконання лабораторних експериментальних досліджень з метою пошуку режимів і техніки виконання ЕШЗ в умовах малого поперечного перерізу стику; порівняльна оцінка глибини провару основного металу та площі поперечного перерізу швів, виконаних ЕШЗ електродними дротами різного діаметра; дослідження макро- та мікроструктури зварних з'єднань; вимірювання твердості основного металу, шва та ЗТВ; визначення балу зерна в характерних ділянках зварних з'єднань; випробування металу шва, ЗТВ та основного металу на ударний вигин. Сучасне зварювальне обладнання з інверторним джерелом живлення та високошвидкісними механізмами подачі дроту дозволило застосовувати дріт діаметром 1,6 мм, за рахунок чого вдалося зменшити зазор між кромками на 30 %, збільшити в 1,5 рази швидкість зварювання, знизити величину питомої погонної енергії з 162 до 109 кДж/см² та зменшити розміри з'єднання: площу шва – на 40 %, площу ЗТВ – на 20 % порівняно зі зварюванням дротом діаметром 3,0 мм. У результаті металографічних досліджень дефектів у швах не виявлено. Аналіз мікроструктури металу основних ділянок з'єднання показав, що в металі шва формується однорідна структура голчастого фериту з ділянками полігонального фериту та твердістю 54...57 HRA, у металі ЗТВ – бейнітна структура з ділянками полігонального фериту та твердістю 54...57 HRA. Застосування більш легованих марок дротів підвищило на 55 % (до 120 Дж/см²) ударну в'язкість металу шва (при +20 °С). Бібліогр. 17, табл. 4, рис. 10.

Ключові слова: низьколегована сталь, електрошлакове зварювання, електродні дроти, твердість, макроструктура, мікроструктура, бал зерна, ударна в'язкість

Вступ. На сьогоднішній день в Україні та світі в гірничодобувній, металургійній, енергетичній та інших галузях промисловості широко використовуються зварні конструкції із металу великої товщини, у тому числі виготовлені способом електрошлакового зварювання (ЕШЗ) [1–4]. Зокрема при виготовленні металоконструкцій завтовшки 8...30 мм для виконання вертикальних стиків зварювання проводять у вертикальному положенні покритими електродами за декілька проходів, механізованим зварюванням електродними дротами, механізованим електродуговим зварюванням порошковими дротами, а також дротами суцільного перерізу з примусовим формуванням [5–9]. Однак способи ручного та механізованого електродугового зварювання мають низьку продуктивність та не гарантують якість зварного з'єднання, а використання порошкових дротів відрізняється їх високою вартістю. Способи зварювання з примусовим формуванням дротами суцільного перерізу економічніші, але наразі мало вивчені, через що не знайшли широкого застосування.

Відомо, що найпродуктивнішим і найекономічнішим способом зварювання металу великої товщини є ЕШЗ [10–13]. Однак значним недоліком, який обмежує сфери застосування ЕШЗ, є високе

тепловкладення в основний метал, що спричиняє зростання зерна в зоні термічного впливу (ЗТВ), внаслідок чого погіршуються пластичні властивості металу в цій зоні. Покращення властивостей зварного з'єднання здійснюють проведенням після зварювання високотемпературного оброблення (ВТО), яке не завжди можна виконати в монтажних умовах.

Разом з тим, відомий досвід успішної експлуатації виробів, виготовлених із застосуванням ЕШЗ без подальшого ВТО, які працюють при плюсових температурах навколишнього середовища [10].

У відповідності до вимог нормативно-технічної документації ЕШЗ металів практично будь-якої товщини виконують з використанням електродних дротів діаметром 3 мм, а за кордоном – 2,4 мм [10, 11, 14]. У літературних джерелах є дані про застосування ЕШЗ для зварювання металу завтовшки менше 30 мм [6]. Однак у виробничій практиці невідомі приклади промислового застосування ЕШЗ малих товщин, тому що вважається, що в таких випадках неможливо забезпечити стійке протікання процесу та отримання якісного формування зварного з'єднання. До того ж, Використання дротів діаметром 3 мм і більше потребує великого зазору між кромками, що призводить до високих

Онищенко П.І. – <https://orcid.org/0000-0002-1120-8056>, Козулін С.М. – <https://orcid.org/0000-0002-8368-4545>

© П.І. Онищенко, С.М. Козулін, 2025

витрат електродного дроту та підвищеного тепловкладення в основний метал. Мінімальна товщина, яка зварюється за один прохід відповідно до діючого стандарту, складає 30 мм [14]. Проте потреба у з'єднанні металу завтовшки менше 30 мм способом ЕШЗ існує завдяки високій продуктивності процесу, економічності та малій чутливості до підготовки кромки, що зварюються. Тому пошук прийомів з'єднання ЕШЗ металоконструкцій завтовшки менше 30 мм є перспективним напрямком.

Метою роботи є розробка технології та техніки ЕШЗ металу завтовшки 20 мм, яка забезпечує стійкість процесу, якісне формування шва та необхідні механічні властивості зварних з'єднань.

Для досягнення поставленої мети необхідно було вирішити ряд завдань:

- виконання лабораторних експериментальних досліджень з метою пошуку режимів і техніки виконання ЕШЗ, які забезпечують стійке протікання процесу в умовах малого поперечного перерізу стику;

- порівняльна оцінка глибини провару основного металу та площ поперечного перерізу швів, виконаних ЕШЗ електродними дротами різного діаметра;

- дослідження макро- та мікроструктури металу шва й ЗТВ;

- визначення балу зерна в характерних ділянках зварних з'єднань;

- вимірювання твердості основного металу, шва та ЗТВ;

- випробування металу шва, ЗТВ та основного металу на ударний вигин.

Обладнання, матеріали та методика проведення експериментів. При проведенні експериментальних досліджень виконували ЕШЗ зразків із конструкційної сталі 09Г2С завтовшки 20 мм на постійному струмі зворотної полярності з використанням серійних електродних дротів Св-08Г2С діаметром 1,6 мм; Св-08ХГ2СМА – 2,0 мм; Св-10НМА – 3,0 мм та плавленого флюсу АН-8У. При зварюванні дротами діаметром 2,0 та 3,0 мм використовували зварювальні апарати А535 УХЛ4 і АД-381Ш з джерелом живлення постійного струму ВДУ 1201, а для дроту діаметром 1,6 мм – зварювальний апарат ОТС DAIHEN P500L (Японія) з вбудованим джерелом живлення інверторного типу. Для забезпечення співставності результатів експериментів кожен серію експериментів проводили з використанням вказаних дротів на одному зразку завтовшки 20 мм з розділенням по висоті стику на три частини. Оцінку стійкості процесу проводили візуально

та за осцилограмами струму та напруги (відсутність коротких замикань, виплеску металу, переривань процесу зварювання, відкритого дугового проміжку над розплавленою шлаковою ванною). Макроструктуру з'єднань виявляли відповідно до вимог ДСТУ 8975:2019 [15] на повнопрофільному темплеті, вирізаному в поперечному напрямку зварного шва. Травлення шліфованих зразків здійснювалось водним розчином хлорного заліза. Глибину провару та ширину ЗТВ визначали шляхом дослідження поперечних макрошліфів, використовуючи програму КОМПАС-3D V12. Вимірювання твердості зразків проводили на твердомірі РОКВЕЛЛ методом *HRA* при навантаженні 60 кг згідно з ДСТУ ISO 6508-1:2013 [16]. Випробування металу шва та ЗТВ на ударний вигин проводили на зразках типу Менаже згідно з ДСТУ EN ISO 9016:2022. Згідно з ДСТУ 8972:2019 [17] визначали бал зерна у характерних ділянках зварних сполук. Для металографічних досліджень було використано темплети з отриманих зварних з'єднань. Мікроструктура виявлялась хімічним травленням у 4%-ому спиртовому розчині азотної кислоти. Дослідження та мікрорізка отриманих структур виконувалась на мікроскопі НЕОФЛОТ-32.



Рис. 1. Зовнішній вигляд зварних швів, отриманих при ЕШЗ зразка завтовшки 20 мм з використанням електродних дротів діаметром 1,6 мм (Св-08Г2С), 2,0 мм (Св-08ХГ2СМА) і 3,0 мм (Св-10НМА)

Отримані результати та їх аналіз. З метою оцінки можливості отримання якісного зварного з'єднання при ЕШЗ металу завтовшки 20 мм виконано ряд експериментальних досліджень з використанням електродних дротів різного діаметра (рис. 1).

Для забезпечення стійкості процесу ЕШЗ при зварюванні стиків дротом діаметром 3,0 мм (Св10НМА) обмежували швидкість подачі дроту, глибину шлакової ванни та швидкість зварювання. Це викликало відносно глибоке проплавлення зварюваних кромок (13...15 мм), що характеризує підвищене тепловкладення в основний метал.

Протікання процесу ЕШЗ дротом діаметром 2,0 мм (Св-08ХГ2СМА) було стійкішим. За рахунок вищого коефіцієнта розплавлення присаджувального матеріалу швидкість подачі електродного дроту вдалось збільшити на 54 %. Глибина проплавлення основного металу зменшилась до 8...10 мм.

Найвища стійкість протікання процесу ЕШЗ спостерігалась при зварюванні дротом діаметром 1,6 мм (Св-08Г2С). Швидкість подачі електрода

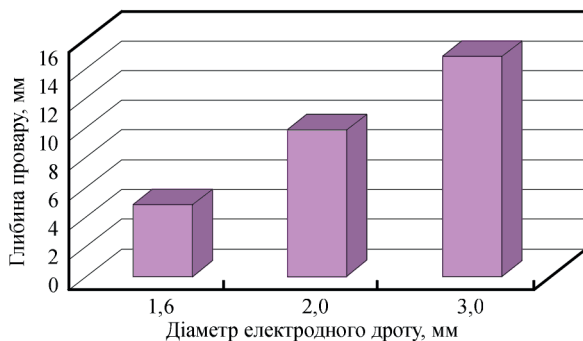


Рис. 2. Глибина провару основного металу при ЕШЗ зразків завтовшки 20 мм електродними дротами діаметром 1,6 мм (Св-08Г2С), 2,0 мм (Св-08ХГ2СМА) і 3,0 мм (Св-10НМА)

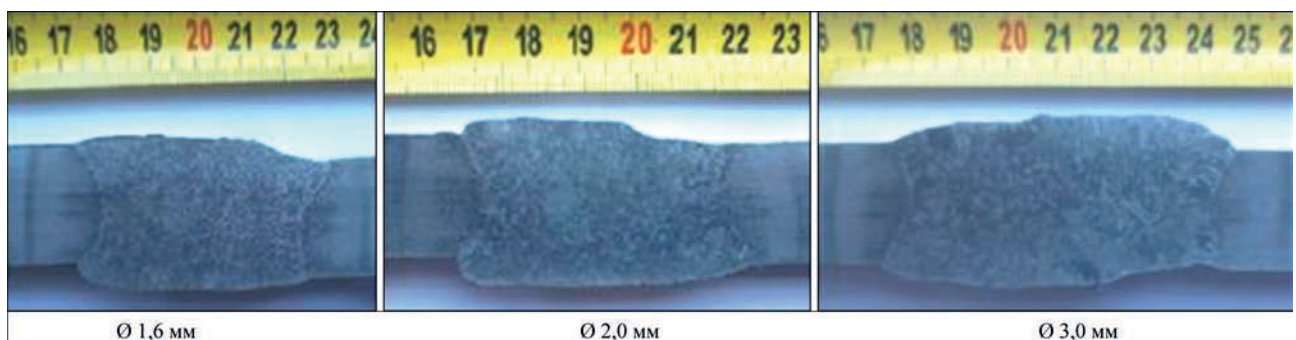


Рис. 3. Поперечні макрошліфи зразків, виконаних ЕШЗ електродними дротами діаметром 1,6 мм (Св-08Г2С), 2,0 мм (Св-08ХГ2СМА) і 3,0 мм (Св-10НМА)

у порівнянні зі зварюванням дротом діаметром 2,0 мм була збільшена в 2,2 рази. Завдяки малому діаметру електродного дроту та методу його введення в зазор вдалося зменшити величину зазору з 28 до 20 мм. Глибина проплавлення основного металу зменшилась до 4...5 мм, що свідчить про зниження тепловкладення в основний метал (рис. 2).

На рис. 3 наведено поперечні макрошліфи отриманих зварних з'єднань. Їх аналіз показав, що у всіх з'єднаннях спостерігається щільна структура металу швів, відсутні дефекти у вигляді непроварів, пор, неметалевих включень і тріщин.

Розрахунково-експериментальним шляхом визначено значення питомої погонної енергії ЕШЗ $E_{зв}$, які забезпечує стабільне протікання процесу, задовільну якість формування швів, відсутність дефектів у зварних з'єднаннях. ЕШЗ дротом діаметром 3,0 мм виконували на $E_{зв} = 162$ кДж/см²; дротом діаметром 2,0 мм – $E_{зв} = 141,5$ кДж/см²; дротом діаметром 1,6 мм – $E_{зв} = 109$ кДж/см². Показано, що зменшення діаметра дротів дозволило знизити величину питомої погонної енергії (рис. 4).

Таким чином, за рахунок використання дротів малого діаметра вдалося забезпечити стійке протікання процесу ЕШЗ, зменшити зазор та знизити тепловкладення, що відображується значним зменшенням розмірів поперечного перерізу мета-

Таблиця 1. Розміри поперечного перерізу металу шва та ЗТВ у залежності від діаметра використаного електродного дроту

Діаметр дроту, мм та марка дроту	Площа шва, мм ²	Площа ЗТВ, мм ²	Загальна площа, мм ²
1,6; Св-08Г2С	1264	562	1826
2,0; Св-08ХГ2СМА	1445	595	2040
3,0; Св-10НМА	2115	704	2819

Таблиця 2. Хімічний склад основного металу та металу швів у залежності від марки використаного електродного дроту

Марка дроту	Хімічний склад металу швів та основного металу, мас. %										
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	V	As
Св-08Г2С	0,09	0,83	1,5	0,015	0,020	0,29	0,20	0,26	<0,01	<0,01	–
Св-08ХГ2СМА	0,10	0,43	1,0	0,017	0,020	0,26	0,88	0,20	0,25	<0,01	–
Св-10НМА	0,10	0,50	1,0	0,017	0,020	0,32	0,84	0,25	0,22	<0,01	–
Сталь 09Г2С	<0,12	0,5...0,8	1,3...1,7	<0,035	<0,03	<0,3	<0,3	<0,3	–	<0,12	<0,08

Таблиця 3. Розмір зерна характерних ділянок зварних з'єднань

Діаметр дроту, мм та марка дроту	Номер зерна G (у чисельнику) і середня площа перерізу зерна (у знаменнику), мм^2			
	Шов	Зона крупного зерна	Зона дрібного зерна	Зона неповної перекристалізації
1,6; Св-08Г2С	$\frac{4}{0,00781}$	$\frac{2}{0,0312}$	$\frac{5}{0,0039}$	$\frac{6}{0,00195}$
2,0; Св-08ХГ2СМА	$\frac{3}{0,0156}$	$\frac{1}{0,0625}$	$\frac{5}{0,0039}$	$\frac{6}{0,00195}$
3,0; Св-10НМА	$\frac{3,4}{0,0156...0,00781}$	$\frac{1,2}{0,0625...0,0312}$	$\frac{4,5}{0,00781...0,0039}$	$\frac{5,6}{0,0039...0,00195}$

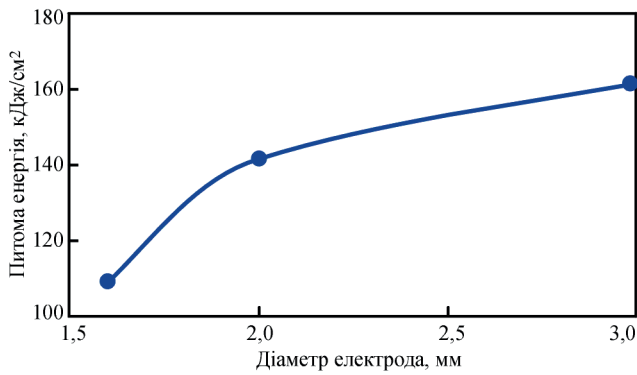


Рис. 4. Вплив діаметра електродного дроту на величину питомої погонної енергії при ЕШЗ металу завтовшки 20 мм (діаметром 1,6 мм марки Св-08Г2С; 2,0 мм марки Св-08ХГ2СМА; 3,0 мм марки Св-10НМА)

лу шва та ЗТВ (табл. 1). Так, площа поперечного перерізу шва зменшилась на 40 %, ЗТВ – на 20 %, порівнюючи зварювання дротами діаметром 3,0 та 1,6 мм.

У табл. 2 наведено результати аналізу хімічного складу металу швів та основного металу досліджуваних зварних з'єднань.

Проведено оцінку розмірів зерна [17] у характерних ділянках зварних з'єднань у залежності від використання електродних дротів різного діаметра при ЕШЗ. Дані щодо балу зерна в металі швів і ЗТВ наведено в табл. 3. Результати вимірювань показали, що зі зменшенням діаметра електродного дроту в діапазоні питомої погонної енергії 100...180 кДж/см² відбувається деяке зменшення розмірів зерна у всіх ділянках з'єднання, порівнюючи зварювання дротами діаметром 3,0 та 1,6 мм.

Мікроструктура основного металу – дрібнодисперсна ферито-перлітна з характерним розміром зерен 15...20 мкм. На рис. 5–8 наведено мікроструктури окремих ділянок зразків.

У зразку, виконаному з використанням дроту Св-08Г2С діаметром 1,6 мм, у металі шва (рис. 5, в) формується однорідна структура голчастого фериту з ділянками полігонального фериту. На ділянці зони термічного впливу (рис. 6, в) переважає бейнітна структура з ділянками полігонального фериту та характерним розміром між ділянками полігонального фериту 100...250 мкм. У зоні дрібного зерна (рис. 7, в) формується голчас-

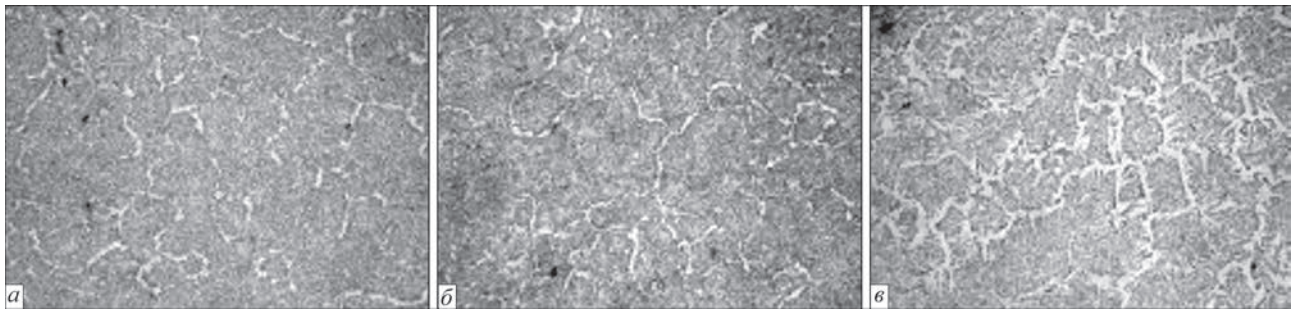


Рис. 5. Мікроструктура металу шва, $\times 100$: дріт Св-10НМА діаметром 3,0 мм (а); Св-08ХГ2СМА – 2,0 мм (б); Св-08Г2С – 1,6 мм (в)

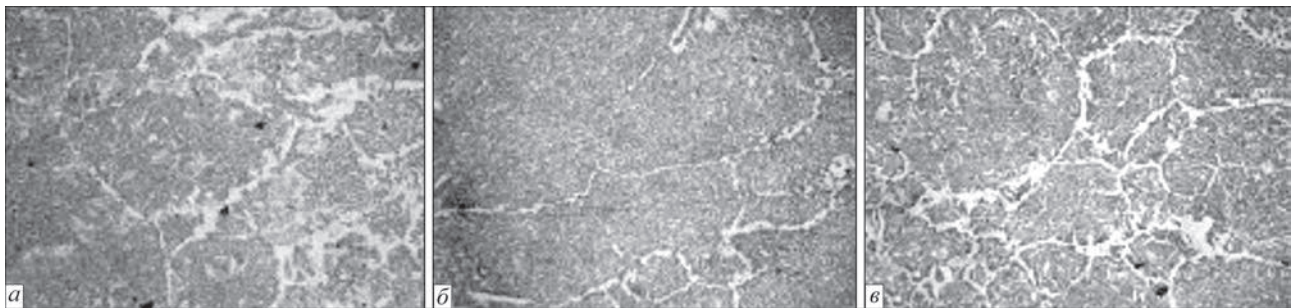


Рис. 6. Мікроструктура металу зони крупного зерна, $\times 100$: дріт Св-10НМА діаметром 3,0 мм (а); Св-08ХГ2СМА – 2,0 мм (б); Св-08Г2С – 1,6 мм (в)

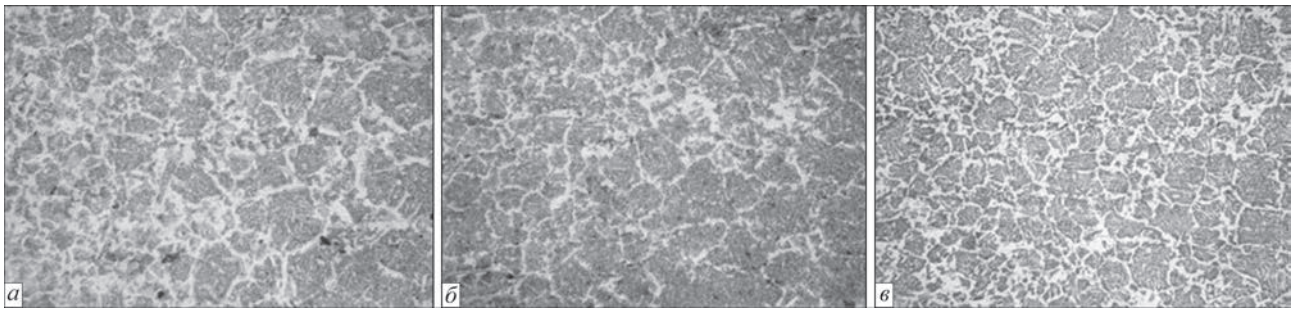


Рис. 7. Мікроструктура металу зони дрібного зерна, $\times 100$: Св-10НМА діаметром 3,0 мм (а); Св-08ХГ2СМА – 2,0 мм (б); Св-08Г2С – 1,6 мм (в)

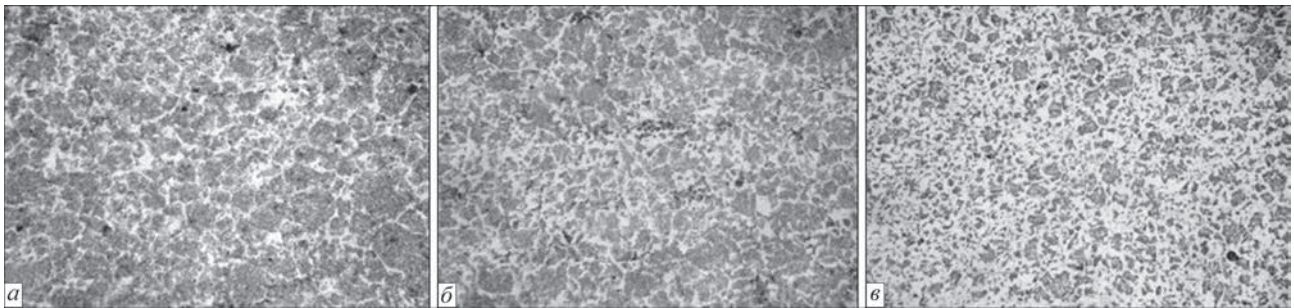


Рис. 8. Мікроструктура металу зони перекристалізації, $\times 100$: Св-10НМА діаметром 3,0 мм (а); Св-08ХГ2СМА – 2,0 мм (б); Св-08Г2С – 1,6 мм (в)

тий ферит з полігональним феритом і характерним розміром між ділянками полігонального фериту 20...50 мкм. У зоні перекристалізації (рис. 8, в) формується дрібнодисперсна ферито-перлітна структура, близька до основного металу.

У зразку, виконаному з використанням дроту Св-08ХГ2СМА діаметром 2,0 мм, у металі шва (рис. 5, б) формується однорідна бейнітна структура з ділянками полігонального фериту. На ділянці зони термічного впливу (рис. 6, б) переважає бейнітна структура з ділянками полігонального фериту та характерним розміром між ділянками полігонального фериту 200...350 мкм. У зоні дрібного зерна (рис. 7, б) формується бейнітна структура з полігональним феритом і характерним розміром між ділянками полігонального фериту 20...80 мкм. У зоні перекристалізації

(рис. 8, б) формується дрібнодисперсна бейнітна структура з феритною.

У зразку, виконаному з використанням дроту Св-10НМА діаметром 3,0 мм, у металі шва (рис. 5, а) формується однорідна бейнітна структура з незначними ділянками полігонального фериту. На ділянці зони термічного впливу (рис. 6, а) переважає крупнозерниста бейнітна структура з ділянками полігонального фериту та характерним розміром між ділянками полігонального фериту 300...500 мкм. У зоні дрібного зерна (рис. 7, а) формується бейнітна структура з полігональним феритом і характерним розміром між ділянками полігонального фериту 0...100 мкм. У зоні перекристалізації (рис. 8, а) формується дрібнодисперсна структура глобулярного бейніту з ділянками полігонального фериту з характерними розмірами 20...50 мкм.

На рис. 9 показано окремі зразки з'єднань з розміткою контрольних точок вимірювання твердості.

На рис. 10 наведено результати вимірювання твердості в характерних ділянках зварних з'єднань, виконаних ЕШЗ з використанням електродних дротів різного діаметра.

Показано, що твердість основного металу швів і ЗТВ, виконаних ЕШЗ з використанням дротів різного діаметра та різних марок, практично однакова, проте її величина в ділянках перегріву стрибкоподібно збільшується на 4...8 HRA, що характерно для зварних з'єднань, які не проходили подальшого ВТО. Поява ділянок з пониженою твердістю у ЗТВ обумовлено тепловкладенням.

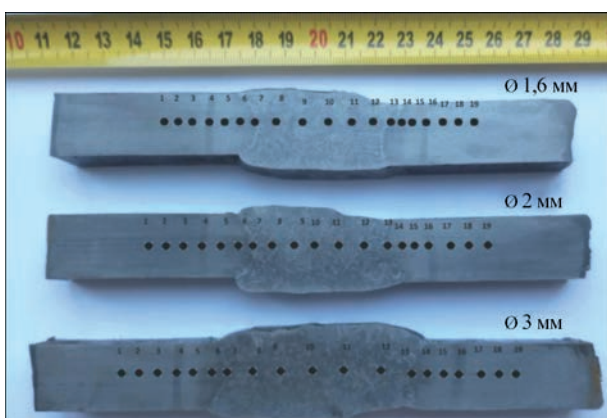


Рис. 9. Розмітка контрольних точок вимірювання твердості зразків: дріт Св-10НМА діаметром 3,0 мм; Св-08ХГ2СМА – 2,0; Св-08Г2С – 1,6

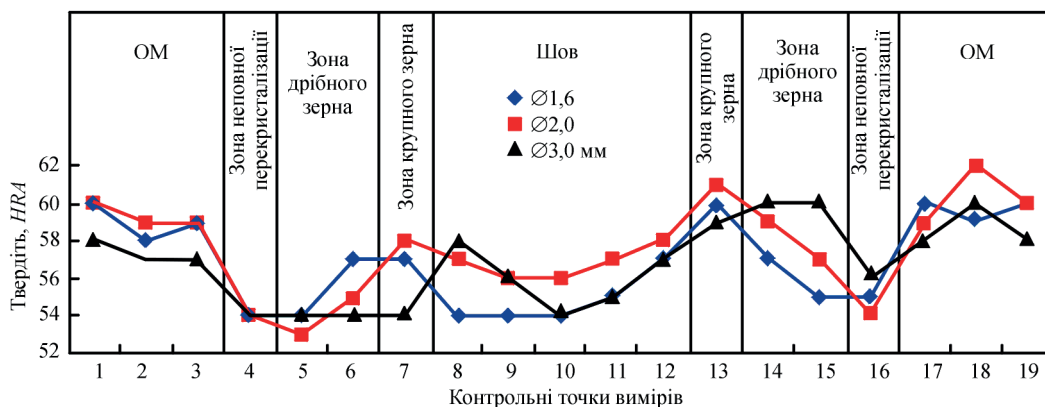


Рис. 10. Показники твердості в характерних ділянках зварних з’єднань, виконаних ЕШЗ з використанням електродних дротів різного діаметра: дріт Св-10НМА діаметром 3,0 мм; Св-08ХГ2СМА – 2,0; Св-08Г2С – 1,6

Таблиця 4. Ударна в’язкість металу шва та ЗТВ у залежності від марки та діаметра електродного дроту

Діаметр дроту, мм; марка дроту	Ударна в’язкість KCU, Дж/см ² (при +20 °С)	
	Шов	ЗТВ
1,6; Св-08Г2С	78	223
2,0; Св-08ХГ2СМА	95	253
3,0; Св-10НМА	120	247
Основний метал Ст. 09Г2С	Не менше 59	

Для оцінки величини ударної в’язкості (KCU) основного металу, металу шва та ЗТВ виконано випробування на ударний вигин при температурі +20 °С. Результати випробувань наведено в табл. 4. Зі збільшенням рівня легування наплавленого металу значно підвищилась (майже на 55 %) ударна в’язкість металу шва. Ударна в’язкість металу ЗТВ у зоні крупного зерна, що межує з лінією сплавлення, при використанні електродних дротів з різним рівнем легування, має близькі значення. При цьому для всіх марок дротів отримані результати перевищують показники основного металу.

Висновки

1. Відпрацьовано параметри режимів ЕШЗ сталі 09Г2С завтовшки 20 мм дротами стандартного та малого діаметра, які забезпечують задовільну стійкість процесу та отримання якісних зварних з’єднань, у т.ч. із застосуванням сучасних інверторних джерел живлення та високошвидкісних механізмів подачі дроту.

2. Використання дротів малого діаметра дозволило зменшити зазор між кромками з 28 до 20 мм і знизити витрати електродного дроту на 39 %. Показано, що зі зменшенням діаметра електродного дроту на відносно близьких режимах зварювання відбувається зниження глибини проплавлення основного металу з 13...15 до 4...5 мм, що свідчить про зменшення тепловкладення в основний метал.

3. Аналіз макроструктури зварних з’єднань засвідчив, що всі отримані зразки мають щільна

структуру металу швів, дефекти у вигляді непроварів, пор, неметалевих включень і тріщин відсутні.

4. Дослідження мікроструктури зварних з’єднань показали, що при ЕШЗ дротом діаметром 1,6 мм у шві формується однорідна структура голчастого фериту з ділянками полігонального фериту, а в ЗТВ переважає бейнітна структура з ділянками полігонального фериту розміром між ділянками полігонального фериту 100...250 мкм. У зоні дрібного зерна формується голчастий ферит з полігональним феритом і характерним розміром між ділянками полігонального фериту 20...50 мкм. У зоні перекристалізації формується дрібнодисперсна ферито-перлітна структура, близька до основного металу.

5. Для всіх марок дротів отримані результати вимірювань ударної в’язкості металу шва та ЗТВ на ділянці крупного зерна перевищують показники основного металу.

Список літератури

1. Лашенко Г.И. (2019) Сварочное производство в экономике Украины. *Автоматичне зварювання*, 11, 3–10. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2019.11.01>
2. Ющенко К.А., Лычко И.И., Козулин С.М. и др. (2018) Применение электрошлаковой сварки в строительстве. *Автоматическая сварка*, 9, 29–34. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2018.09.05>
3. Сушук-Слюсаренко И.И., Лычко И.И., Козулин М.Г., Семенов В.М. (1989) *Электрошлаковая сварка и наплавка в ремонтных работах*. Київ, Наукова думка.
4. Turpin, B., Danks, D. (2002) *Electroslag field welding of railroad rail*. IDEA program final report for the period September 2002 to November 2003. Contract number HSR-37.
5. (1974) *Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением*. Патон Б.Е. (ред.). Москва, Машиностроение.
6. Авраменко В.И., Богдановский В.А. (1976) *Технология электродуговой и электрошлаковой сварки углеродистых и низколегированных сталей*. Київ, Наукова думка.
7. Резнік С.А., Козулін С.М., Супрун С.О. (2024) Удосконалення технології та обладнання для зварювання вертикальних стиків з примусовим формуванням шва. *Автоматичне зварювання*, 5, 48–54. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2024.05.06>
8. Sasaki, S., Suda, K., Motomatsu, R. et al. (2004) *Development of two-electrode electroslag arc welding process*. Nip-

- pon Steel Technical Report № 90, July 2004. <https://www.nipponsteel.com/en/tech/report/nsc/pdf/n9013.pdf>
9. Терещенко В.И., Либанов А.В. (1987) *Выбор и применение способов сварки при изготовлении конструкций*. Київ, Наукова думка.
 10. (1980) *Электрошлаковая сварка и наплавка*. Патон Б.Е. (ред.). Москва, Машиностроение.
 11. Патон Б.Е., Ющенко К.А., Козулин С.М., Лычко И.И. (2019) Электрошлаковый сварочный процесс. Анализ состояния и тенденции развития (Обзор). *Автоматическая сварка*, **10**, 36–46. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2019.10.05>
 12. Turpin, B., Danks, D., Callaghan, I., Wood, W. (2012) Narrow gap electroslag is process of choice for welding San Francisco-Oakland Bay Bridge. *Welding J.*, **91**(5), 24–31.
 13. Chambers, J.J., Manning, B.R. (2016) Electroslag welding: From Shop to Field. *Structure magazine*, February 2016, 20–23.
 14. ДСТУ 3490-96. *Электрошлакове зварювання сталей. Вимоги до технологічного процесу*.
 15. ДСТУ 8975:2019. *Сталь. Методи випробування та оцінювання макроструктури*.
 16. ДСТУ ISO 6508-1:2013. *Металеві матеріали. Визначення твердості за Роквеллом. Частина 1. Метод випробування (шкали А, В, С, D, E, F, G, H, K, N, T) (ISO 6508-1:2005, IDT)*.
 17. ДСТУ 8972:2019. *Сталі та сплави. Методи виявлення та визначення величини зерна*.
 4. Turpin, B., Danks, D. (2002) *Electroslag field welding of railroad rail*. IDEA program final report for the period September 2002 to November 2003. Contract number HSR-37.
 5. (1974) *Technology of electric welding of metals and alloys by fusion*. Ed. by B.E. Paton. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
 6. Avramenko, V.I., Bogdanovsky, V.A. (1976) *Technology of electric arc and electroslag welding of carbon and low-alloy steels*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
 7. Reznik, S.A., Kozulin, S.M., Suprun, S.O. (2024) Improvement of technology and equipment for welding vertical joints with forced seam formation. *Автоматичне Зварювання*, **5**, 48–54. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2024.05.06>
 8. Sasaki, S., Suda, K., Motomatsu, R., Hashiba, Y., Ohkita, S., Imai, S. (2004) *Development of two-electrode electrogas arc welding process*. Nippon Steel Technical Report № 90, July 2004. <https://www.nipponsteel.com/en/tech/report/nsc/pdf/n9013.pdf>
 9. Tereshchenko, V.I., Libanov, A.V. (1987) *Selection and application of welding methods in the manufacture of structures*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
 10. (1980) *Electroslag welding and surfacing*. Ed. by B.E. Paton. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
 11. Paton, B.E., Yushchenko, K.A., Kozulin, S.M., Lychko, I.I. (2019) Electroslag welding process. Analysis of the state and development trends (Overview). *The Paton Welding J.*, **10**, 33–40. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2019.10.05>
 12. Turpin, B., Danks, D., Callaghan, I., Wood, W. (2012) Narrow gap electroslag is process of choice for welding San Francisco-Oakland Bay Bridge. *Welding J.*, **91**(5), 24–31.
 13. Chambers, J.J., Manning, B.R. (2016) Electroslag welding: From shop to field. *Structure magazine*, February 2016, 20–23.
 14. DSTU 3490-96. *Electroslag welding of steels. Requirements for the technological process* [in Ukrainian].
 15. DSTU 8975:2019. *Steel. Methods of testing and evaluation of macrostructure* [in Ukrainian].
 16. DSTU ISO 6508-1:2013. *Metallic materials. Determination of Rockwell hardness. Pt 1. Test method (scales A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T) (ISO 6508-1:2005, IDT)* [in Ukrainian].
 17. DSTU 8972:2019. *Steels and alloys. Methods for detecting and determining grain size* [in Ukrainian].

References

ELECTROSLAG WELDING OF 09G2S STEEL OF SMALL THICKNESS

P.I. Onyshchenko, S.M. Kozulin

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

E-mail: pwj_37@ukr.net

The paper presents the results of studies of the possibility of obtaining a high-quality welded joint in ESW of 09G2S steel with a thickness of 20 mm using wires 1.6, 2.0 and 3.0 mm in diameter. The aim of the work is to develop a technology and technique for ESW of 20 mm thick metal that ensures process stability, high-quality weld formation and the required mechanical properties of welded joints. The main tasks of the work are: laboratory experimental studies to establish the modes and techniques of ESW in the conditions of a small cross-section of the joint; comparative assessment of the depth of base metal penetration and the cross-sectional areas of welds made by ESW with electrode wires of different diameters; study of macro- and microstructure of welded joints; measurement of hardness of the base metal and the weld and HAZ metal; determination of grain size in the characteristic areas of welded joints; testing of the weld and HAZ metal and base metal for impact bending. Modern welding equipment with an inverter power source and high-speed wire feed mechanisms allowed using a wire with a diameter of 1.6 mm, which enabled reducing the gap between the edges by 30% and increasing the welding speed by 1.5 times, lowering the specific linear energy from 162 kJ/cm² to 109 kJ/cm² and reducing the dimensions of the joint: of the weld area by 40%, and of the HAZ by 20%, compared to welding with a 3.0 mm wire. No defects were found as a result of metallographic studies of the joints. Analysis of the metal microstructure in the main areas of the joint showed that a homogeneous structure of acicular ferrite with polygonal ferrite areas and a hardness of 54...57 HRA is formed in the weld metal, and a bainitic structure with polygonal ferrite areas and a hardness of 54 to 57 HRA is formed in the HAZ metal. The use of higher alloyed wire grades increased the impact toughness of the weld metal by 55% (up to 120 J/cm²) (at +200 C°). 17 Ref., 4 Tabl., 10 Fig.

Keywords: low-alloy steel, electroslag welding, electrode wires, hardness, macrostructure, microstructure, grain size, impact toughness

Отримано 14.05.2025

Отримано у переглянутому вигляді 17.06.2025

Прийнято 25.07.2025

ЕЛЕКТРОШЛАКОВЕ НАПЛАВЛЕННЯ В СТРУМОПРОВІДНОМУ КРИСТАЛІЗАТОРІ З ЕЛЕКТРОМАГНІТНИМ ОБЕРТАННЯМ ШЛАКОВОЇ ВАННИ

Ю.М. Кусков, В.Ю. Шевченко, А.В. Нетяга, О.І. Білий

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

Представлено результати використання різних технологій із виготовлення та відновлення промислових електрошлакових наплавлених виробів з використанням електромагнітного наплавочного пристрою – струмопровідного кристалізатора. Встановлено позитивний вплив електромагнітного впливу на формування дрібнозернистої структури зносостійких чавунів і сталей. Представлено способи регулювання обертання шлакової ванни зміною конструкції кристалізатора або використанням додаткових джерел підмагнічування для наплавлення великогабаритних валків ширококутових станів горячого прокатування. Бабліогр. 17, рис. 10.

Ключові слова: електрошлакове наплавлення, швидкорізальна сталь, високохромистий чавун, струмопровідний кристалізатор, обертання шлакової ванни, структура наплавленого металу, електрошлакове наплавлення горизонтальних поверхонь, вертикальне кільцеве електрошлакове наплавлення

Вступ. У конструкції багатофункціонального наплавочного пристрою – струмопровідного кристалізатора (СПК) – закладено низку відомих технічних рішень. Наплавлений метал у ньому формується, як і в усіх наявних переплавних технологіях – електрошлаковій (ЕШП), електронно-променевої (ЕПП) і плазмово-дугової (ПДП), – у водоохолоджуваній формуючій секції кристалізатора [1–3]. У низці електрошлакових технологій, як і в СПК, використовують водоохолоджувані невитратні електроди для підведення електричного струму до шлакової ванни, що забезпечує виділення в ній тепла [4]. І лише одна функція СПК вперше представлена тільки в ньому. Це – забезпечення електромагнітного впливу на шлакову та металеву ванни за рахунок своєї особливої конструкції, без залучення для даних цілей зовнішніх додаткових пристроїв. При цьому напрямок силових ліній магнітного поля, що діє завдяки протіканню струму в азимутальному напрямку через наявний у струмопровідній секції технологічний паз, сприяє виникненню обертального руху шлакової ванни. Більше того, у звичайній технології ЕШП прагнуть якомога більше знизити протікання частини загального струму електрошлакового процесу на стінку кристалізатора через погіршення внаслідок цього електротехнічних показників процесу, зміну теплового режиму плавки та підвищення ймовірності прояву електроерозійних явищ на межі шлак–стінка кристалізатора. У СПК весь струм технологічного процесу проходить через його струмопровідну секцію, шлакову та металеву

ванни, величина якого й визначає електромагнітний вплив у робочому просторі кристалізатора.

Слід зазначити, що і в звичайних електрошлакових технологіях у низці випадків для поліпшення якості наплавленого металу пропонується використовувати додаткові джерела зовнішнього електромагнітного впливу [5]. Застосування такої комплексної технології не завжди дає змогу отримувати високий рівень очікуваних позитивних результатів, хоча складність і вартість застосування технології значно зростає. Як показала практика, найперспективнішою така технологія виявилася в разі використання зовнішніх імпульсних магнітних полів під час електрошлакового виплавлення металевих злиwkів відносно невеликих розмірів із високореакційних і прецизійних сплавів [6]. Результати теоретичних і частково експериментальних досліджень, присвячених дії електромагнітних сил під час роботи СПК, можливостям їхнього керування та впливу на гідродинаміку шлакової ванни, були викладені в [7–9].

Метою цієї роботи є розгляд і аналіз результатів практичного застосування фізичного явища – дії електромагнітних сил на структуроутворення електрошлакового металу при виконанні кільцевого наплавлення та наплавлення на горизонтальні поверхні в дво- і трисекційних струмопровідних кристалізаторах.

Використовувані на практиці СПК дають змогу отримувати наплавлені шари з різною формою поперечного перерізу – круглою, квадратною, прямокутною. Ці форми відповідають формі перерізу

Кусков Ю.М. – <https://orcid.org/0000-0002-8091-2274>, Нетяга А.В. – <https://orcid.org/0000-0002-0576-8006>,

Білий О.І. – <https://orcid.org/0009-0006-4558-9770>

© Ю.М. Кусков, В.Ю. Шевченко, А.В. Нетяга, О.І. Білий, 2025

нижньої формувальної секції СПК. Кристалізатори круглого поперечного перерізу були багаторазово випробувані та пройшли промислову перевірку під час кільцевого наплавлення виробів з великою довжиною напавленої поверхні, зокрема прокатних валків [10]. Під час наплавлення невеликої товщини металу (≤ 100 мм) на горизонтальні поверхні виробів, крім кристалізаторів круглого поперечного перерізу, можливо використовувати СПК інших перерізів, що дають змогу раціональніше заповнювати наплавлюваним металом поверхні деталей, що реставруються.

Вертикальне кільцеве наплавлення довгомірних виробів вимагає відносного переміщення СПК і виробу в міру наплавлення шару металу. При цьому використовуються СПК трисекційного виконання, в яких проміжна секція розташована між верхньою струмопровідною секцією та нижньою формуючою секцією, що дає змогу знизити ймовірність контакту рідкої металевої ванни зі стінкою струмопровідної секції в разі незапланованого підйому рідкого металу вище за визначений оптимальний рівень. Проміжна секція є ще й дільником електричної напруги, що зменшує ймовірність електричного пробоя, а також знижує електричне навантаження на зони переходу між секціями та розподіляє вертикально направлений струм вздовж стінки кристалізатора в шлаковій ванні в її більшому об'ємі.

На сьогодні для отримання напавлених шарів завтовшки не більше 80...100 мм застосовується двосекційна конструкція кристалізатора (без проміжної секції) за стаціонарного положення СПК як простіша у виконанні. Під час наплавлення таких товщин металу для зменшення висоти струмопровідної секції та поліпшення стабільності процесу секцію можливо виконувати з розширенням її діаметра за рахунок виконання технологічного скосу на робочій поверхні проміжної секції.

Процеси електромагнітного впливу на шлакову ванну в дво- і трисекційних струмопровідних кристалізаторах подібні.

Далі буде розглянуто технологічні особливості наплавлення в СПК і представлено результати та аналіз металознавчих досліджень металу, отриманого під час кільцевого електрошлакового наплавлення (ЕШН) із використанням дискретного (дробу) і рідкого (розплавленого металу) присаджувальних матеріалів, а також під час ЕШН горизонтальних поверхонь із використанням наплавочних матеріалів у вигляді дискретного присаджувального матеріалу або електродів.

Вертикальне кільцеве ЕШН. Наплавлення з використанням дискретного присаджувального

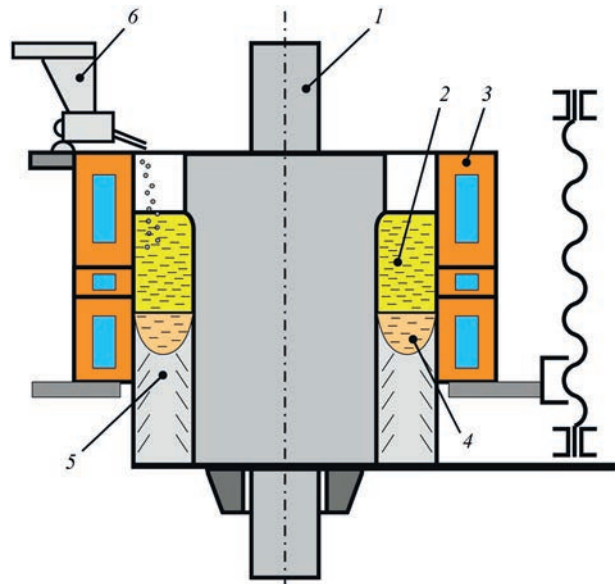


Рис. 1. ЕШН прокатних валків у струмопровідному кристалізаторі з присаджувальним матеріалом у вигляді дробу: 1 – прокатний валок; 2 – шлакова ванна; 3 – струмопровідний кристалізатор; 4 – металева ванна; 5 – напавлений шар; 6 – дозатор із дробом

матеріалу. Схему наплавлення дискретним матеріалом наведено на рис. 1.

Обґрунтоване з використанням математичного моделювання в [11] виникнення в робочому просторі СПК обертального руху шлакової ванни було підтверджено під час наплавлення прокатних валків з діаметром наплавлюваної бочки 300...900 мм. Крім того, було встановлено, що швидкість обертання ванни залежить від робочих струмів під час наплавлення та змінюється практично пропорційно їх величині (рис. 2). Підтвердився також зазначений у [12, 13] (випадок СПК з одним поздовжнім технологічним розрізом) висновок про те, що величина частоти обертання шлаку має тенденцію до зниження в разі переміщення по периметру СПК точки струмопідведення на верхній струмопровідній секції від поздовжнього розрізу до точки, розташованої на протилежній боці кристалізатора від цього розрізу.

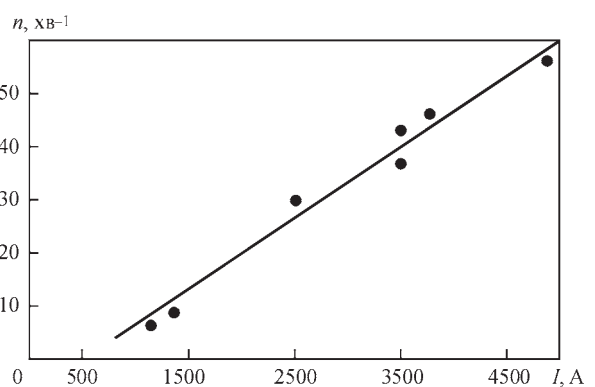


Рис. 2. Вплив сили струму наплавлення на частоту обертання шлакової ванни (за діаметрів кристалізатора 200...300 мм)

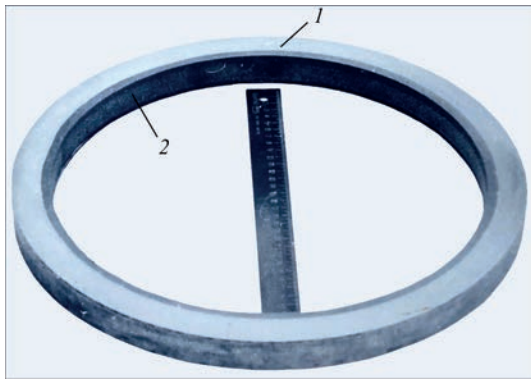


Рис. 3. Макрошліф поперечного перерізу наплавленого валка стану 300: 1 – наплавлений шар; 2 – основний метал (внутрішня частина бочки валка видалена)

Проте це зниження частоти обертання в межах випробуваних під час наплавлення кристалізаторів відносно невеликих діаметрів (до 500 мм) істотно не впливає на глибину проплавлення основного металу (рис. 3) і не створює різнозернистості структури по периметру шару, що наплавляється. На рис. 4 показано мікроструктуру середньохромистого чавуну (16...20 % Cr), наплавленого на бочку валка діаметром 450 мм за наявності та відсутності обертання шлакової ванни.

Складнішим є завдання наплавлення валків великого діаметра. Це пов'язано з тим, що зі збільшенням діаметра кристалізатора кутова швидкість обертання шлакової ванни помітно відхиляється від пропорційності зростанню робочого струму (рис. 5), і під час наплавлення великогабаритних валків необхідно застосовувати додаткові заходи для її підвищення.

Застосування симетричного багатосекторного струмопідведення (рис. 6) має зменшувати зональну щільність струму в місцях підключення силових кабелів у n -разів (n – кількість струмопровідних секцій-секторів, кратна 2 або 3) і рівномірно розподілити її по периметру валка за умови збереження загального струму наплавлення на тому самому рівні.

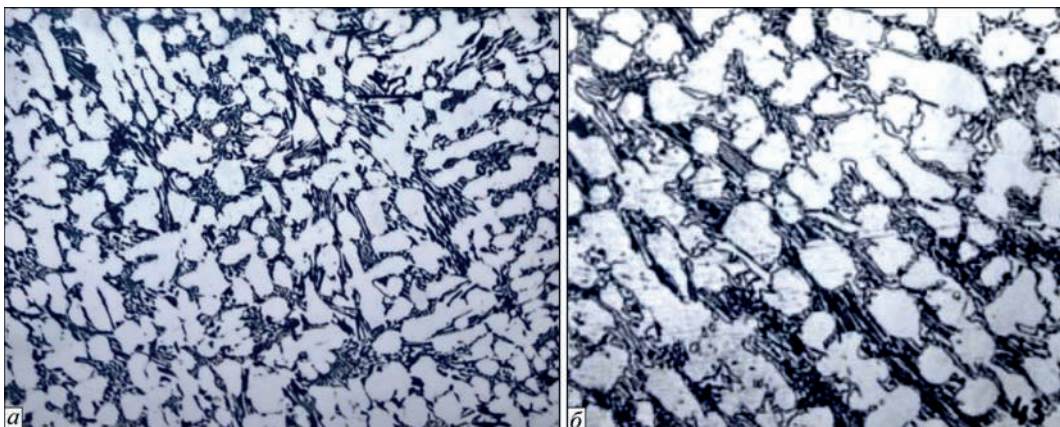


Рис. 4. Мікроструктура високохромистого чавуну (16...20 % Cr), наплавленого на бочку валка діаметром 450 мм, за наявності (а) та відсутності (б) обертання шлакової ванни, $\times 160$

Однак, як показали наплавлення з двосекторними струмопровідними секціями, очікуваного ефекту рівномірного проплавлення отримано не було. Причиною цього є виникнення під час наплавлення непрогнозованих більш значущих шляхів легшого проходження струму, що залежать від: зазорів між поверхнею валка, що наплавляється, і футеруванням струмопровідної секції, які можуть змінюватися через різне зношування футерування, як у локальних зонах її діаметру, так і всією внутрішньою поверхнею при тривалому веденні процесу наплавлення; рівномірності розподілу зон, які щільно контактують із футеруванням і внутрішньою поверхнею струмопровідної секції; неспіввідповідності валка та кристалізатора; температури валка та шлаку під час його заливання в кристалізатор; рідкоплинності шлаку та ін.

Завдання вдалося вирішити шляхом збільшення робочого струму наплавлення та додаткового підвищення в 1,6...2,0 рази (рис. 7) швидкості обертання шлакової ванни. Це досягалося завдяки внесенню в конструкцію кристалізатора незначної зміни – в проміжній секції зроблено паз, аналогічний пазу в струмопровідній секції, з невеликим кутовим зсувом по відношенню до нього. При цьому коливання глибини проплавлення основного металу в протилежних точках периметра заготовки валка, виміряних за допомогою металевого щупа, не перевищували 12 %. Такий результат отримано зміною під час наплавлення масової швидкості подачі дробу, що може сягати 800 кг/год, без її негативного впливу на тепловий стан шлакової ванни та плавлення в шлаку частинок присадки.

Наплавлення з використанням рідкої присадки. Схема наплавлення аналогічна представлено-му вище наплавленню дробом зі заміною дозатора подачі дробу на міксер-дозатор періодичної подачі рідкої присадки. На відміну від наплавлення дробом, у цьому випадку немає необхідності за-

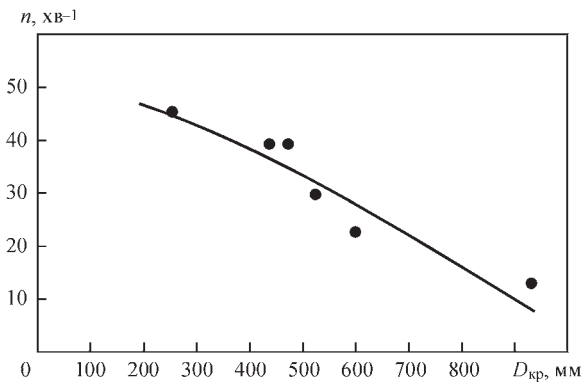


Рис. 5. Вплив діаметра струмопровідного кристалізатора на частоту обертання шлакової ванни

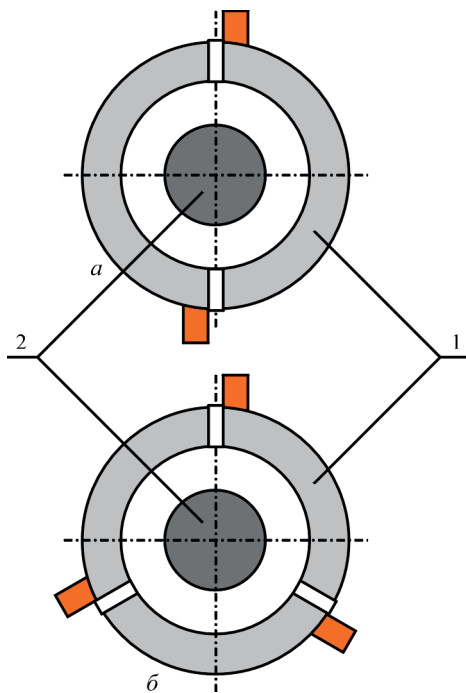


Рис. 6. Схематичне зображення струмопровідного кристалізатора із симетричним багатосекційним струмовідведенням: *a*, *б* – дво- і трисекційні струмовідводи відповідно; 1 – струмопровідна секція; 2 – заготовка, що наплавляється

безпечувати обертання шлакової ванни з метою рівномірного розподілу присадки по її периметру.

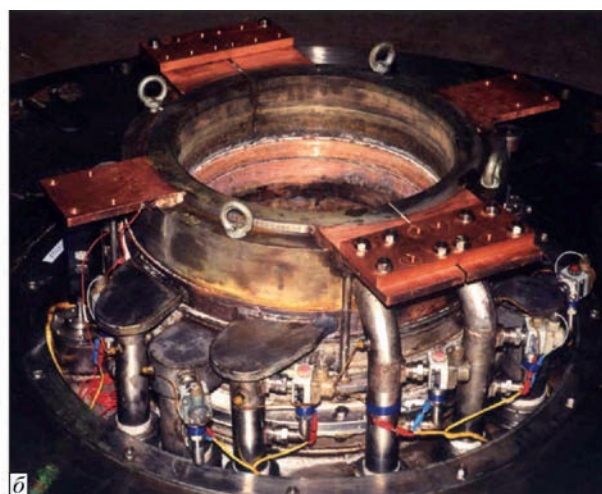
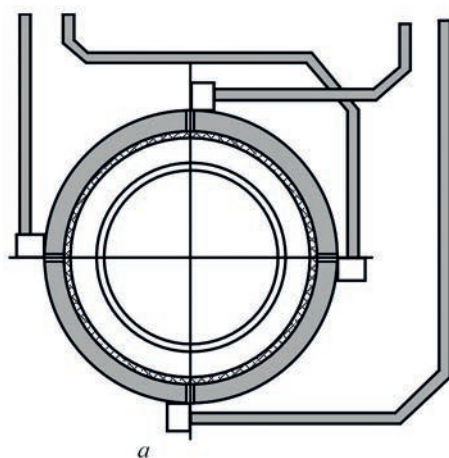


Рис. 8. Схема підключення (*a*) та зовнішній вигляд (*б*) струмопровідної секції СПК з чотирма технологічними розрізами

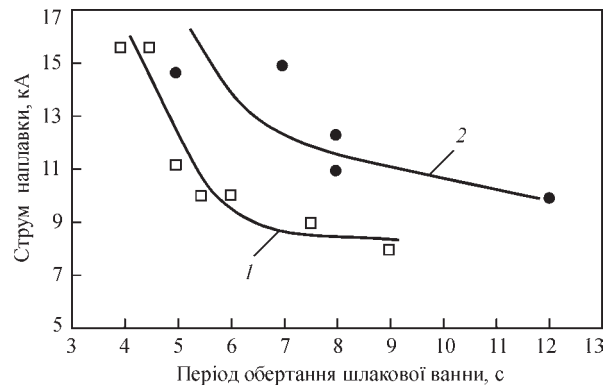


Рис. 7. Зміна періоду обертання шлакової ванни залежно від струму наплавлення: 1 – за звичайної конструкції кристалізатора; 2 – вдосконаленої конструкції

тру. Хоча, при значному збільшенні діаметра СПК (більше 800...1000 мм) для рівномірнішого розподілу рідкого металу по периметру кристалізатора біля нього встановлюють два міксера з двома заливними жолобами. Однак залишається головне завдання – збереження рівномірного теплового поля біля всієї поверхні, що наплавляється, для досягнення незмінного проплавлення основного металу і, відповідно, однакового структурного стану в усьому об'ємі наплавленого металу.

Під час наплавлення рідкою присадкою високолегованої швидкорізальної сталі зазначається значна зміна структури сталі порівняно з металом звичайної плавки (без обертання). Такі результати отримано шляхом зміни конструкції СПК і поліпшення електротехнічних параметрів: під час наплавлення валків діаметром 700...800 мм замість одного технологічного розрізу в струмопровідній секції виконують чотири (рис. 8) з використанням одного джерела живлення. Але використання такої електричної схеми хоча й підвищує рівномірність течії шлаку по периметру кристалізатора, проте загальна швидкість його обертання слабшає, погіршується й рівномірність розподілу рідкої сталі.

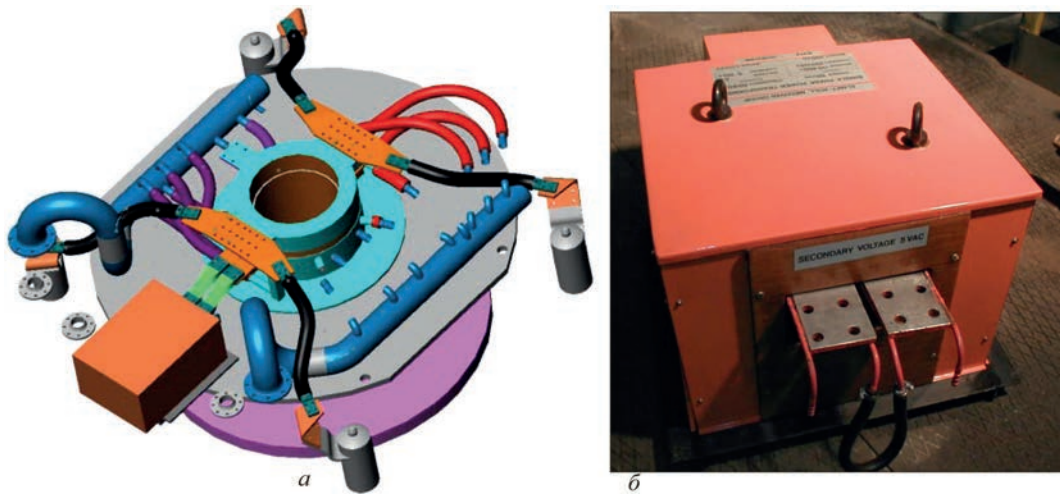


Рис. 9. Схема підключення проміжної секції (а) та зовнішній вигляд (б) додаткового пристрою підмагнічування

Для підвищення інтенсивності обертання шлакової ванни до СПК можна підключити додатковий електромагнітний пристрій. Він являє собою трансформатор підмагнічування, приєднаний до проміжної секції кристалізатора, в якій також виконано поздовжній розріз (рис. 9). В якості такого пристрою може бути використано джерело живлення машин контактного зварювання, що дає змогу працювати з великими струмами за малої напруги.

Введення в електричну схему СПК такого додаткового пристрою дає змогу плавно підвищувати швидкість обертання шлакової ванни до 30 об/хв і досягати рівномірного проплавлення поверхні, що наплавляється, не більше 1...2 мм, при отриманні шару швидкорізальної сталі з дрібнозернистою структурою.

Для більшого впливу на формування якісної структури металу, крім впливу на швидкість і рівномірне обертання шлакової ванни, є можливість впливати на кожну зону окремо – зону рідкого металу та зону, де проходить кристалізація металу. Хоча додатковий електромагнітний пристрій формально не є частиною конструкції СПК, але його вплив на електромагнітний стан у шлаковій ванні може проявлятися лише в кристалізаторах такого типу.

ЕШП горизонтальних поверхонь. Опишемо послідовність дій технології наплавлення горизонтальних поверхонь. СПК встановлюють на робочу поверхню нової заготовки-деталі (виготовлювальне наплавлення) або ж на заздалегідь підготовлену поверхню зношеної деталі (відновлювальне наплавлення), після чого здійснюють електрошлаковий процес із використанням або електродів, або дискретної присадки. В останньому випадку поруч із кристалізатором встановлюють дозувальний пристрій, найчастіше електромагнітний дозатор. Відновлювальне наплавлення може виконуватися

й в децю іншому варіанті: спочатку наплавленням отримують біметалеві армуючі елементи, а потім їх по сталевій основі приварюють дуговим зварюванням до зношеної поверхні деталі.

Початок ЕШН за всіх варіантів його виконання відбувається або за допомогою рідкого старту, коли в робочу порожнину СПК заливається рідкий шлак, отриманий в окремому пристрої, або з використанням твердого старту. У другому випадку наведення шлакової ванни відбувається шляхом розплавлення в кристалізаторі графітовим електродом порції робочого флюсу з поступовим заповненням порожнини кристалізатора шлаком до його виходу на струмопровідну секцію.

Спосіб наплавлення горизонтальних поверхонь став застосовуватися відносно недавно та переважно був призначений для виготовлення або ремонту виробів гірничо-металургійного обладнання, що піддаються підвищеному зношуванню за наявності в низці випадків ударних навантажень. Для таких умов експлуатації найперспективнішими наплавочними матеріалами слід вважати зносостійкі високовуглецеві леговані сталі та сплави, високохромисті чавуни, що набули широкого застосування як зносостійкий ливарний матеріал [14]. Однак практика використання аналогічних матеріалів у ливарному виробництві показала, що вони дуже чутливі до навантажень, як постійних, так і змінних. Тому завдання наплавлення такими матеріалами – це підвищення механічних властивостей напавленого металу. Одним зі способів досягнення такого підвищення властивостей є формування в металі дрібнозернистої структури [15]. Обертання під час наплавлення шлакової та металеві ванн, що забезпечується конструкцією СПК, дає змогу значно збільшити дисперсність металу. Причому така зміна структури спостерігається навіть за невеликих швидкостей обертання

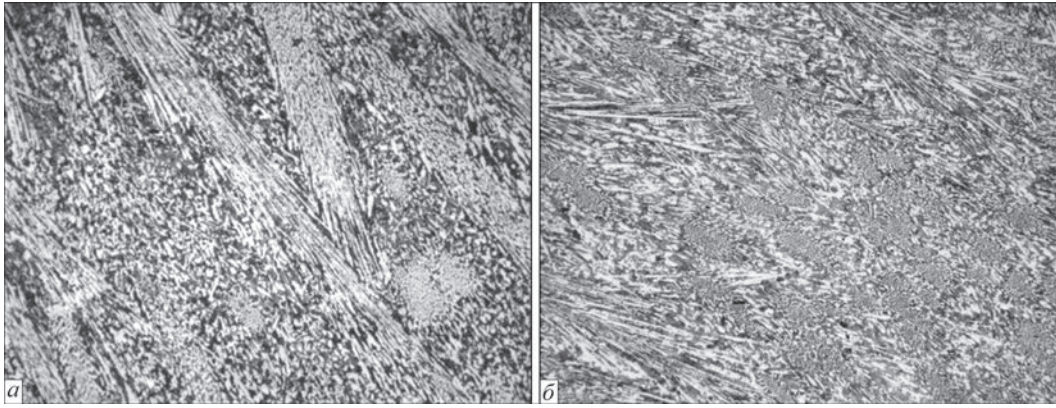


Рис. 10. Мікροструктура ($\times 100$) наплавленого високохромистого чавуну за відсутності (а) та наявності (б) обертання шлакової ванни

шлакової ванни (40...60 об/хв у СПК \varnothing 150...300 мм). Пояснення можливих причин впливу обертання шлаку на процес кристалізації наплавленого металу можна зробити виходячи з уявлень, викладених у [16, 17]. У першій роботі це пояснюється зміною під впливом магнітного поля двофазної зони розплаву перед фронтом кристалізації. Друга робота розглядає гіпотезу, згідно з якою магнітне поле є не тільки джерелом виникнення в розплаві рушійних сил, але й саме являє собою субстанцію, що впливає на теплофізичні умови кристалізації.

Виготовлювальне наплавлення бічного футерування шокової дробарки СМД-111 електродами та дробом із високохромистого чавуну (26...28 % Cr) підтвердило одержання наплавленого металу з високим опором зношуванню та ударним навантаженням. Довговічність наплавленого виробу була підвищена приблизно в два рази порівняно зі звичайним футеруванням зі сталі 110Г13Л. Механічних пошкоджень у наплавленому шарі після експлуатації не виявлено. Так само добре зарекомендував себе чавун, який у вигляді біметалевих армуючих елементів квадратного перерізу був приварений до робочої поверхні ковша навантажувача Caterpillar. На рис. 10 показано, як змінюється структура наплавленого чавуну за наявності та відсутності в СПК обертання шлакової ванни. Відсутність обертання шлаку досягалася шляхом закорочування технологічного розрізу в струмопровідній секції СПК.

Висновки

1. У результаті виконання промислових наплавлень підтверджено позитивний вплив електромагнітної дії, створюваної особливою конструкцією СПК, на структуроутворення наплавленого металу.

2. При кільцевому ЕШН збільшення діаметра наплавлюваних виробів призводить до необхідності вводити зміни в конструкцію СПК або використовувати додаткові джерела підмагнічування

для досягнення оптимальних швидкостей обертання шлакової ванни.

3. Наплавлення на горизонтальні поверхні дає змогу отримувати рівномірне проплавлення основного металу за використання «класичної» конструкції СПК (з одним поздовжнім технологічним розрізом у струмопровідній секції).

4. Одним із способів поліпшення якості наплавленого металу під час ЕШН на горизонтальні поверхні великої товщини (наприклад під час реставрації пік, коли зношеність досягає 500 мм) є електромагнітний вплив на шлакову ванну та метал, що кристалізується, через усі секції СПК.

5. Наплавлення в кристалізаторах з різною формою поперечного перерізу (квадратна, прямокутна) супроводжується обертанням шлакової ванни, аналогічно до того, як це відбувається під час ЕШН у СПК круглого перерізу.

Список літератури

1. Chepurnoi, A.D. (2001) The ways of improvement of the electroslag technology in producing the main products of the machine building. *Medovar Memorial Symposium (15–17 May 2001, Kyiv)*, Elmetroll, pp. 191–196.
2. Патон Б.Е. (2000) Современные электронно-лучевые технологии Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины. *Проблемы спец. электрометаллургии*, **2**, 22–33.
3. Лакомский В.И. (2000) История становления и развития плазменно-дугового переплава в Институте электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины. *Проблемы спец. электрометаллургии*, **1**, 35–61.
4. Биктагиров Ф.К. (2003) Применение электрошлакового процесса с не расходующим электродом для плавки, рафинирования и обработки металлов. Сообщение 2. *Современная электрометаллургия*, **1**, 5–9.
5. Медовар Б.И., Цыкуленко А.К., Шевцов В.Л. и др. (1986) *Металлургия электрошлакового процесса*. Б.Е. Патон (ред.), Киев, Наукова думка.
6. Протокивиллов И.В. (2011) Измельчение кристаллической структуры полых титановых слитков при магнитоуправляемой электрошлаковой плавке. *Современная электрометаллургия*, **4**, 3–5.
7. Tomilenko, S.V., Kuskov, Yu.M. (2000) Special features of melting of parent metal in electroslag surfacing in a current-supplying solidification mold. *Welding International*, **11**, 893–895. DOI: <https://doi.org/10.1080/09507110009549288>

8. Kuskov, Yu.M., Soloviov, V.G. (2018) Experimental study of slag and metal pool rotation during the electroslag process in current-supplying mould. *The Paton Welding J.*, 7, 33–35. DOI: <http://doi.org/10.15407/tpwj2018.07.07>
9. Kuskov, Yu.M., Kuprin, I.N., Sarychev, I.S. (2007) Thermal processes in electroslag surfacing of rolling rolls in a current-conducting solidification mold. *Welding International*, 4, 309–311. DOI: <https://doi.org/10.1080/09507110701412021>
10. Кусков Ю.М. (2001) Электрошлаковые технологии изготовления и восстановления прокатных валков. *Сталь*, 8, 70–75.
11. Гориславец Ю.М., Бондар О.І., Проскудін В.М. та ін. (2022) Моделювання електромагнітних процесів в секційному кристалізаторі для електрошлакового наплавлення металу. *Технічна електродинаміка*, 4, 64–68. DOI: <https://doi.org/10.15407/techned2022.04.064>
12. Ксендзык Г.В. (1975) Топоподводящий кристаллизатор, обеспечивающий вращение шлаковой ванны. *Специальная электротехнология*, 27, 32–40.
13. Гориславец Ю.М., Бондар О.І., Проскудін В.М. та ін. (2022) Вплив струмопідводу на електромагнітні процеси в кристалізаторі для електрошлакового наплавлення металу. *Праці ІЕД НАН України*, 62, 19–24. DOI: <https://doi.org/10.15407/publishing2022.62.019>
14. Гарбер М.Е. (2010) *Износостойкие белые чугуны*. Москва, Машиностроение.
15. Армстронг Р.В. (1973) *Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном. Сверхмелкое зерно в металлах*. Пер. с англ. Москва, Металлургия.
16. Видов С.В., Вишнарев А.Ф., Зверев Б.Ф. (1993) Воздействие слабых магнитных полей на процесс кристаллизации металла. *Сталь*, 11, 18–22.
17. Мургаш М., Чаус А.С., Покусова М. (1999) Непрерывное литье стальных заготовок с перемешиванием расплава в кристаллизаторе и слитке. *Физика и химия обработки материалов*, 5, 96–103.
- of metals. Report 2. *Sovremennaya Elektrometallurgiya*, 1, 4–8 [in Russian].
5. Medovar, B.I., Tsykulenko, A.K., Shevtsov, V.L. et al. (1986) *Metallurgy of electroslag process*. Ed. by B.E. Paton. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
6. Protokovilov, I.V. (2011) About feasibility of refining crystalline structure of hollow ingots of titanium alloys in magnetically-controlled electroslag melting. *Sovremennaya Elektrometallurgiya*, 4, 3–5 [in Russian].
7. Tomilenko, S.V., Kuskov, Yu.M. (2000) Special features of melting of parent metal in electroslag surfacing in a current-supplying solidification mold. *Welding Intern.*, 11, 893–895. DOI: <https://doi.org/10.1080/09507110009549288>
8. Kuskov, Yu.M., Soloviov, V.G. (2018) Experimental study of slag and metal pool rotation during the electroslag process in current-supplying mould. *The Paton Welding J.*, 7, 33–35. DOI: <http://doi.org/10.15407/tpwj2018.07.07>
9. Kuskov, Yu.M., Kuprin, I.N., Sarychev, I.S. (2007) Thermal processes in electroslag surfacing of rolling rolls in a current-conducting solidification mold. *Welding Intern.*, 4, 309–311. DOI: <https://doi.org/10.1080/09507110701412021>
10. Kuskov, Yu.M. (2001) Electroslag technologies for fabrication and repair of forming rolls. *Stal*, 8, 70–75 [in Russian].
11. Goryslavets, Y.M., Bondar, O.I., Proskudin, V.M. et al. (2022) Modeling of electromagnetic processes in a sectional crystallizer for electroslag surfacing of metal. *Tekhnichna Elektrodynamika*, 4, 64–68 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/techned2022.04.064>
12. Ksendzyk, G.V. (1975) Current-supplying crystallizer providing rotation of the slag bath. *Spetsialnaya Elektrometallurgiya*, 27, 32–40 [in Russian].
13. Goryslavets, Yu.M., Bondar, O.I., Proskudin, V.M. et al. (2022) Influence of electrical current terminals on electromagnetic processes in a mould for electroslag surfacing of metal. *Pratsi IED NANU*, 62, 19–24 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/publishing2022.62.019>
14. Garber, M.E. (2010) *Wear-resistant white cast irons*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
15. Armstrong, R.V. (1973) *Strength properties of metals with superfine grain. Superfine grain in metals*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
15. Armstrong, R.V. (1973) *Strength properties of metals with superfine grain. Superfine Grain in Metals*. Transl. from Engl. M., Metallurgy [in Russian].
16. Vidov, S.V., Vishnarev, A.F., Zverev, B.F. (1993) Influence of weak magnetic fields on the process of metal crystallization. *Stal*, 11, 18–22 [in Russian].
17. Murgash, M., Chaus, A.S., Pokusova, M. (1999) Continuous casting of steel billets with melt mixing in the crystallizer and ingot. *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, 5, 96–103 [in Russian].

References

1. Chepurnoi, A.D. (2001) *The ways of improvement of the electroslag technology in producing the main products of the machine building*. Medovar Memorial Symposium (15–17 May 2001, Kyiv), Elmestroll, 191–196.
2. Paton, B.E. (2000) Modern electron-beam technologies of the E.O. Paton Electric Welding Institute of the NASU. *Problemy Spetsialnoi Elektrometallurgii*, 2, 22–33 [in Russian].
3. Lakomsky, V.I. (2000) History of formation and development of plasma-arc remelting at the E.O. Paton Electric Welding Institute of the NASU. *Problemy Spetsialnoi Elektrometallurgii*, 1, 35–61 [in Russian].
4. Biktagirov, F.K. (2003) Application of nonconsumable electrode electroslag process for melting, refining and treatment

ELECTROSLAG SURFACING IN A CURRENT-CARRYING MOULD WITH ELECTROMAGNETIC ROTATION OF THE SLAG BATH

Yu.M. Kuskov, V.Yu. Shevchenko, A.V. Netyaga, O.I. Bilyi

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

E-mail: netyaga.av@ukr.net

The results of application of various manufacturing and restoration industrial electroslag surfacing technologies using an electromagnetic surfacing device – a current-carrying mould – are presented. The positive effect of electromagnetic influence on the formation of a fine-grained structure of wear-resistant cast irons and steels has been established. The methods of regulating the slag bath rotation by changing the design of the mould or using additional sources of magnetization for surfacing large rolls of wide strip hot rolling mills are shown. 17 Ref., 10 Fig.

Keywords: electroslag surfacing, high-speed steel, high-chromium cast iron, current-carrying mould, slag bath rotation, deposited metal structure, ESS of horizontal surfaces, vertical circumferential ESS

Отримано 20.03.2025

Отримано у переглянутому вигляді 23.05.2025

Прийнято 10.07.2025

ФОРМУВАЧ ЗВАРЮВАЛЬНОГО СТРУМУ НА БАЗІ ОДНОФАЗНОГО ІНДУКОНА

О.Є. Коротинський, А.М. Жерносков, І.В. Вертецька

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

Наведено огляд різних типів формувачів, які застосовуються в імпульсно-дуговому зварюванні. Показано, що основні тренди дослідження в цій галузі спрямовані на підвищення енергоефективності зварювальних перетворювачів, що відрізняються високим коефіцієнтом корисної дії. Істотну увагу приділено формувачам на основі штучних довгих ліній, що працюють у широкому діапазоні струму та напруги на дузі. Щодо частотно-часових параметрів електричних сигналів таких формувачів, усі вони можуть працювати в діапазоні частот від одиниць герц до сотень мегагерц. Унаслідок цього їхня енергоефективність змінюється несуттєво. Подальший розвиток ідей побудови генераторів з використанням штучних довгих ліній призвів до створення перетворювачів на основі індуконів, а також квазііндуконів. Бібліогр. 8, рис. 5.

Ключові слова: формувачі зварювального струму, індуктивно-ємнісні перетворювачі, штучна довга лінія, індукон, квазііндукон

Вступ. Істотний інтерес у разі створення пристроїв для імпульсно-дугового зварювання становлять джерела на основі тригерного ефекту [1], а також пристрої на основі штучних довгих ліній [2]. Особливе місце тут займають імпульсні формувачі на основі індуконів. Індуконном називають електричний пристрій [3, 4], виконаний на магнітопроводі із електротехнічної сталі, та який складається з двох обмоток, розділених діелектриком. Одна з обмоток і кінець іншої під'єднується до джерела змінної напруги, а кінець першої і початок другої з'єднуються з навантаженням. Такі індуктивно-ємнісні перетворювачі з розподіленими параметрами є перспективними для використання у зварювальному устаткуванні, що працює не тільки на високій, а й на промисловій частоті (50/60 Гц). Для узгодження навантаження з індуконном зазвичай використовують додатковий трансформатор. В іноземній літературі [5, 6] цим формувачам також приділяється серйозна увага завдяки їх високим техніко-економічним показникам.

Метою даної роботи є створення дослідного зразка зварювального пристрою на основі індукона. Для цього, насамперед, необхідно провести теоретичний аналіз роботи даного пристрою.

Теоретичне обґрунтування та аналіз роботи перетворювача на основі індукона. Один із можливих варіантів зварювального пристрою, призначеного для зварювання штучними електродами, наведено на рис. 1. Необхідний рівень стабілізації зварювального струму досягається в цій схемі за рахунок застосування на вході зварювального трансформатора (ТЗ) індукона, параметри якого вибираються відповідно до рекомендацій, наведених у [4]. ТЗ у цьому випадку виконує роль узгоджувального пристрою, який забезпечує необхідний рівень вторинної напруги. Докладніше методику розрахунку перетворювачів з індуконном наведено в [4], де отримано систему рівнянь, що визначає основні параметри індукона. Скористаємося цими результатами та адаптуємо їх до зварювального пристрою.

Потужність на виході індукона (P_i):

$$P_i = I_i \cdot U_1 = v \cdot U_c^2 / (2 \cdot \omega \cdot L_i),$$

де I_i – струм в індуконі; U_1 – вхідна напруга зварювального трансформатора; v – коефіцієнт, що характеризує конструктивні особливості індукона (його значення зазвичай знаходиться в межах 0,5...2,5); U_c – напруга мережі живлення; ω – частота мережі живлення; L_i – індуктивність обмотки індукона.

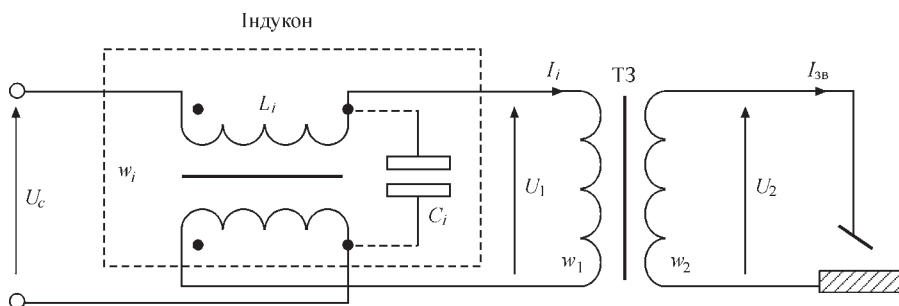


Рис. 1. Зварювальний пристрій з індуконном

Коротинський О.Є. – <https://orcid.org/0000-0002-6461-8980>, Жерносков А.М. – <https://orcid.org/0000-0002-6404-2221>, Вертецька І.В. – <https://orcid.org/0000-0003-4971-7929>

© О.Є. Коротинський, А.М. Жерносков, І.В. Вертецька, 2025

З урахуванням того, що $U_1 = k_{TP} U_2$ (де $k_{TP} = w_1/w_2$ – коефіцієнт трансформації ТЗ), отримаємо для вихідної напруги:

$$U_2 = v \cdot U_c^2 / (2 \cdot \omega \cdot L_i \cdot I_i \cdot k_{TP}).$$

Отже, для промислової частоти ($f = 50$ Гц) останній вираз можна подати у вигляді:

$$U_2 = 1,59 \cdot 10^{-3} \cdot v \cdot U_c^2 / (L_i \cdot I_i \cdot k_{TP}).$$

Отриманий вираз, що пов'язує між собою всі основні параметри пристрою, може бути використаний для його розрахунку. Істотну складність тут становить процедура визначення параметра v , який відповідно до [4] отримуємо в результаті кількох ітерацій, виконуючи графо-аналітичний розрахунок.

Розрахункові залежності для U_2 , отримані для випадку, коли $U_c = 220$ В, $I_i = 15$ А і $k_{TP} = 5,5$, наведені на рис. 2. Представлені криві показують, що характеристика зварювального пристрою більшою мірою залежить від величини та стабільності параметра v . Також суттєво впливає на параметри інду-

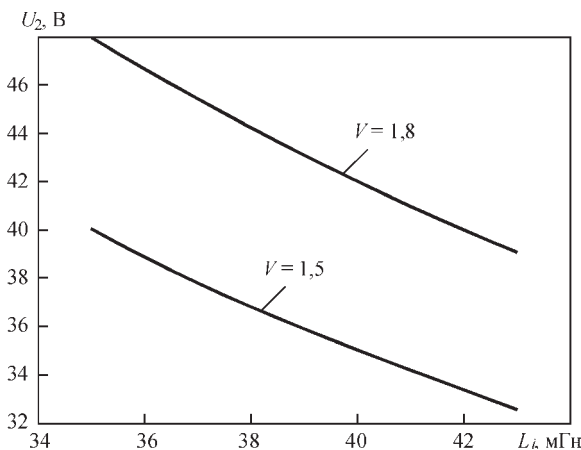


Рис. 2. Залежність вихідної напруги від індуктивності обмотки індукона при різних значеннях коефіцієнта v

кона стабільність його ємності C_i . Під час створення індукона за допомогою намотування фольгою в разі протікання струму та виникненні механічних сил відбувається паразитна модуляція струму, яка погіршує зварювально-технологічні властивості виготовленого пристрою.

Слід детальніше зупинитися на причинах виникнення паразитної модуляції зварювального струму, що виникає через механічну дію на обмотці індукона, що призводить до зміни геометричних характеристик його обмоток. А через це змінюється їхня індуктивність. Для усунення цього впливу доцільно зменшити кількість витків, які простіше закріпити на стрижні. Компенсувати це можна збільшенням додаткової ємності. Саме це призвело до створення квазііндуконів.

З метою виключення зазначеного недоліку нами запропоновано та випробувано пристрій на основі квазііндукона, який виконується дводротовим намотуванням з виведенням середнього витка, до якого під'єднується додаткова ємність C_d . Її величину можна знайти з виразу:

$$C_d = 1 / L_i \cdot \omega^2 - C_{2П}, \quad (1)$$

де $C_{2П}$ – ємність дводрової лінії, експериментально виміряна за допомогою відповідного приладу.

Схему комбінованого зварювального пристрою на основі квазііндукона та резонансного перетворювача наведено на рис. 3, а, а конструкцію квазііндукона показано на рис. 3, б.

Відомо [7], що пристрій з розподіленими параметрами, до яких відносяться й індуconi, є відрізками однорідних ліній, описуються характеристичним опором (2), коефіцієнтом поширення (3) і телеграфним рівнянням (4):

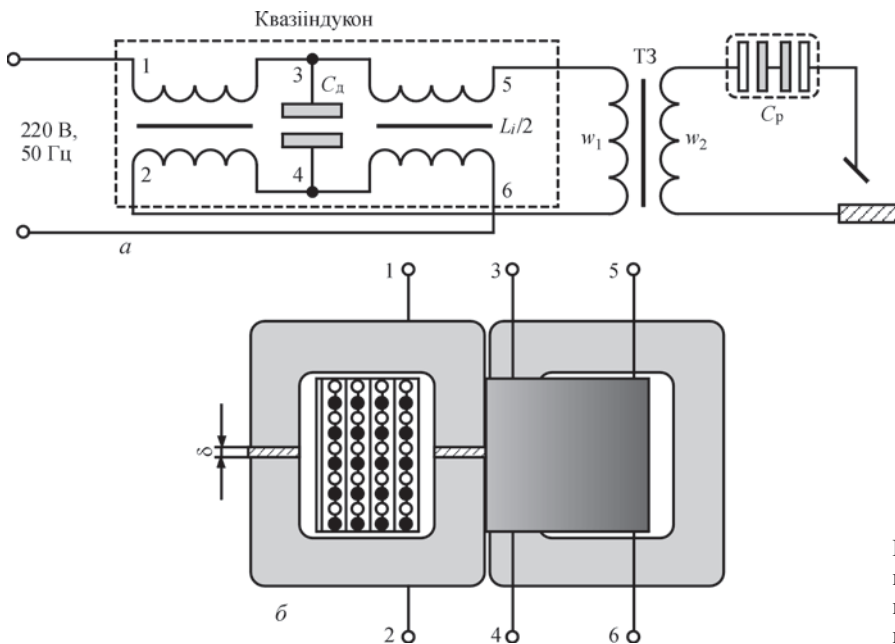


Рис. 3. Комбінований зварювальний пристрій з квазііндуконом і резонансним перетворювачем (а) та конструкція квазііндукона (б)

$$Z = [(r + j\omega L)(g + j\omega C)]^{0,5}, \quad (2)$$

$$\gamma = \alpha + j\beta = [(r + j\omega L)(g + j\omega C)]^{0,5} = [(rg - \omega^2 LC) + j\omega(gL + rC)]^{0,5}, \quad (3)$$

$$\begin{vmatrix} U_1 \\ I_1 \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} \text{ch } \gamma l & Z \text{ sh } \gamma l \\ \frac{1}{Z} \text{ sh } \gamma l & \text{ch } \gamma l \end{vmatrix} \begin{vmatrix} U_2 \\ I_2 \end{vmatrix}, \quad (4)$$

де r, g, L і C – погонні опір, провідність, індуктивність та ємність відрізка довгої лінії відповідно; U_1, I_1, U_2, I_2 – струми та напруги на початку та в кінці відрізка лінії відповідно; l – довжина лінії.

Як показано в [8], умовою роботи відрізка однорідної лінії в режимі перетворювача є виконання наступної рівності: $\text{ch } \gamma l = 0$. Якщо розглядати лінію без втрат (практично цю умову можна виконати за умови $\omega C \gg r$ і $\omega L \gg g$), то рівняння, що пов’язує основні параметри лінії, можна навести у вигляді:

$$l\omega(LC)^{0,5} = \pi(1 + 2k) / 2, \quad (k = 0, 1, 2, \dots) \quad (5)$$

Аналіз (5) показує, що у разі фіксації довжини лінії існує безліч дискретних частот (ω_k), де вона може працювати в режимі перетворювача. Їх значення визначається наступним виразом:

$$\omega_k = \pi(1 + 2k) / 2l(LC)^{0,5}, \quad (k = 0, 1, 2, \dots). \quad (6)$$

Якщо взяти фіксовану частоту (ω_0), використовуючи (6), можна визначити точки, в яких може бути під’єднане навантаження, де виконуються умови роботи в режимі перетворювача:

$$l_k = \pi(1 + 2k) / 2\omega_0(LC)^{0,5}, \quad (k = 0, 1, 2, \dots). \quad (7)$$

З (7) за умови $k = 0$ визначимо значення зосереджених параметрів L і C квазііндукона для частоти мережі $f_0 = 50$ Гц, працюючого в режимі лінії завдовжки $\lambda/4$:

$$LC = (\pi / 2\omega_0 l)^2 = (1 / f_0 \lambda)^2. \quad (8)$$

Зварювально-технологічні дослідження розробленого макета квазііндукона. Налаштування зварювального пристрою, виконаного за схемою рис. 3, а, проводиться наступним чином. Експериментально визначається значення індуктивності індукона L_i . За ним знаходиться погонна індуктивність L і за (8) обчислюється значення погонної ємності C . Помноживши це значення на $\lambda/4$, отримуємо C_i , а потім за (1) визначаємо необхідне значення C_d . Розроблений квазііндукон був виконаний на броньовому магнітопроводі з наступними параметрами: поперечний переріз центрального стрижня $S = 25 \times 50$ см = 1250 см², ширина і висота вікна 3×8 см, обмотковий дріт марки ПЕВ-2 діаметром $d = 2$ мм, кількість витків обмотки 280. Немігнітний зазор у магнітопроводі вибрано рівним

1 мм. Таким чином, параметри індукона наступні: $L_i = 38$ мГн, $C_d \approx 100$ мкФ.

Випробування комбінованого зварювального пристрою з квазііндукonom проводилося у двох режимах. У першому випадку на активне навантаження знімалася його зовнішня вольт-амперна характеристика (ВАХ), яку наведено на рис. 4 (співвідношення $U_d = 20 + 0,04 I_{зв}$ регламентується ГОСТ 95-77 «Трансформатори однофазні однопостові для ручного дугового зварювання»). У порівнянні із зовнішньою характеристикою базової схеми резонансного зварювального джерела живлення (РЗД) вона більш крутопадаюча в області струмів короткого замикання. У разі збільшення робочого струму спостерігається істотне зменшення струму короткого замикання. У другому випадку порівняльні випробування пристрою проводилися в режимі стикового зварювання зразків зі сталі 45 завтовшки 4 мм електродом АНО-21 на струмі 110 А. У разі використання комбінованої вольт-амперної характеристики порівняно з базовою спостерігалася підвищення глибини проплавлення та зменшення розбризкування металу. Слід також зазначити більшу стабільність горіння дуги. Проведені випробування дозволяють зробити висновок про те, що у схемі з індукonom можна дещо зменшити напругу холостого ходу.

Цікавими є результати, пов’язані зі змінюванням зазору в індуконі. Збільшення його до 2,5 мм значно покращує повторне збудження дуги. Але оскільки зі зростанням зазору зменшується L_i , це необхідно компенсувати за рахунок збільшення ємності.

Використання індуконів в області промислової частоти призводить до погіршення масогабаритних характеристик зварювальних пристроїв. Тому їх доцільно застосовувати для відповідальних технологій (зварювання штучним електродом, плазмове різання тощо). Щодо області високих частот, де можна шляхом напилювання створюва-

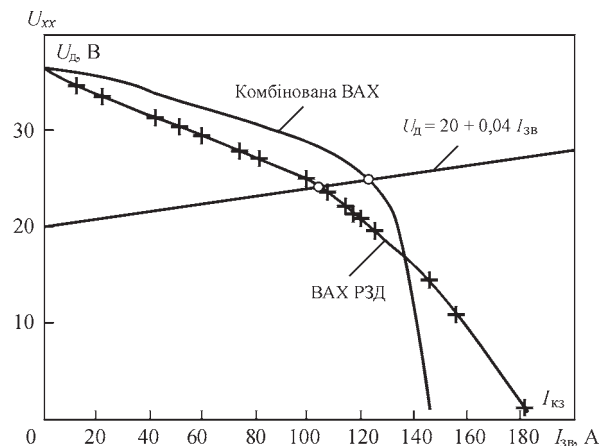


Рис. 4. Порівняння вольт-амперної характеристики комбінованої та базової схеми резонансного джерела живлення на фоні напруги на дузі



Рис. 5. Зовнішній вигляд металу шва при наплавленні з використанням квазііндукона

ти планарні індукони, їх переваги у зварювальних індуктивно-ємнісних перетворювачах безперечно.

Були проведені зварювально-технологічні випробування пристрою, виконаного на індуконі. Зовнішній вигляд отриманого зразка наплавленого металу шва на вказаному вище режимі показано на рис. 5. Під час випробування спостерігалось знижене розбрикування металу, що пояснюється підвищеною стабільністю горіння зварювальної дуги у схемі з квазііндуконом.

Висновки

1. Застосування індукона в схемах з комбінованою вольт-амперною характеристикою резонансного джерела живлення дуги дозволяє покращити зварювально-технологічні властивості останнього: підвищити стабільність горіння дуги, а також зменшити розбрикування металу.

2. Використання індуконів на низьких частотах призводить до погіршення масогабаритних характеристик зварювальних перетворювачів за рахунок збільшення кількості витків обмоткового дроту. Тому на низьких частотах їх застосування рекомендоване для забезпечення лише відповідальних технологій зварювання, наприклад електрошлакового переплаву.

3. Для побудови зварювальних перетворювачів на низьких частотах доцільно використовувати додаткову ємність, а саме структуру квазііндукона. Це призводить до зменшення його індуктивності, тобто масогабаритних показників.

4. На високих частотах, де використовуються інвертори, краще рекомендувати планарні індукони, які усувають перешкоди щодо масогабаритних характеристик зварювального обладнання. Істотні переваги досягаються при використанні планарних індуконів у схемах індуктивно-ємнісних перетворювачів.

WELDING CURRENT GENERATOR BASED ON A SINGLE-PHASE INDUCON

O.Ye. Korotynskyi, A.M. Zhernosekov, I.V. Vertetska

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: epis@ukr.net

An overview of various types of formers used in pulsed arc welding is given. It is shown that the main research trends in this area are aimed at improving the energy efficiency of welding converters with a high efficiency. Significant attention is paid to formers based on artificial long lines operating in a wide range of arc current and voltage. As for the time-frequency parameters of electrical signals of such formers, all of them can operate in the frequency range from units of hertz to hundreds of megahertz. At the same time, their energy efficiency does not change significantly. Further development of the ideas of constructing generators using artificial long lines has led to the creation of inducon-based inductors and quasi-inducons. 8 Ref., 5 Fig.

Keywords: welding current generators, inductive-capacitive converters, artificial long line, inducon, quasi-inducon

Отримано 29.05.2025

Отримано у переглянутому вигляді 17.07.2025

Прийнято 04.08.2025

Список літератури

1. Шидловський А.К., Липківський К.О. (2007) Розвиток досліджень по перетворенню та стабілізації параметрів електромагнітної енергії в Інституті електродинаміки НАН України. *Технічна електродинаміка*, **3**, 11–26.
2. Korotynskyi, O.Ye., Drachenko, M.P., Zhernosekov, A.M., Vertetska, I.V. (2024) Welding current formers using artificial long lines. *The Paton Welding J.*, **1**, 27–31. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2024.01.04>
3. Волков И.В., Закревский С.И. (1984) Преобразователь с распределенными параметрами для стабилизации тока в переменной нагрузке. *Электричество*, **10**, 40–43.
4. Волков И.В., Соколянский В.Н. (1984) К расчету однофазного индукона на броневом ленточном магнитопроводе. *Техническая электродинамика*, **6**, 20–25.
5. Dam, S., Mandal, P. (2021) A hybrid, fully-integrated, dual-output DC–DC converter for portable electronics. *IEEE Transactions on Power Electronics*, **36**(4), 4360–4370. DOI: <https://doi.org/10.1109/TPEL.2020.3019273>
6. Juan C. Castellanos (2022) Integrated hybrid switched converters: A Review. *J. of Integrated Circuits and Systems*, **17**(1), 1–12. DOI: <https://doi.org/10.29292/jics.v17i1.570>
7. Hussain, M.G.M. (2002) Principles of space-time array processing for ultrawideband impulse radar and radio communications. *IEEE Transactions on Vehicular Technology*, **51**(3), 393–403. DOI: <https://doi.org/10.1109/TVT.2002.1002490>
8. Милих А.Н., Волков И.В. (1974) *Системы неизменного тока на основе индуктивно-емкостных преобразователей*. Київ, Наукова думка.

References

1. Shydlovsky, A.K., Lipkivsky, K.O. (2007) Development of research on the conversion and stabilisation of electromagnetic energy parameters at the Institute of electrodynamic of the NASU. *Tekhnichna Elektrodynamika*, **3**, 11–26 [in Ukrainian].
2. Korotynskyi, O.Ye., Drachenko, M.P., Zhernosekov, A.M., Vertetska, I.V. (2024) Welding current formers using artificial long lines. *The Paton Welding J.*, **1**, 27–31. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2024.01.04>
3. Volkov, I.V., Zakrevsky, S.I. (1984) Converter with distributed parameters for current stabilization in alternating load. *Elektrichestvo*, **10**, 40–43 [in Russian].
4. Volkov, I.V., Sokoliansky, V.N. (1984) To calculation of a single-phase inductor on an armoured tape magnetic circuit. *Tekhnicheskaya Elektrodynamika*, **6**, 20–25 [in Russian].
5. Dam, S., Mandal, P. (2021) A hybrid, fully integrated, dual-output DC–DC converter for portable electronics. *IEEE Transact. on Power Electronics*, **36**(4), 4360–4370. DOI: <https://doi.org/10.1109/TPEL.2020.3019273>
6. Juan C. Castellanos (2022) Integrated hybrid switched converters: A Review. *J. of Integrated Circuits and Systems*, **17**(1), 1–12. DOI: <https://doi.org/10.29292/jics.v17i1.570>
7. Hussain, M.G.M. (2002) Principles of space-time array processing for ultrawide band impulse radar and radio communications. *IEEE Transact. on Vehicular Technology*, **51**(3), 393–403. DOI: <https://doi.org/10.1109/TVT.2002.1002490>
8. Milyakh, A.N., Volkov, I.V. (1974) *Systems of constant current on the basis of inductive-capacitive converters*. Kyiv, Naukova dumka [in Russian].