

З А В Т О М А Т И Ч Н Е 5 С В А Р Ю В А Н Н Я 2021

Автоматическая сварка

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Automatic Welding

Published 12 times per year since 1948

ЗМІСТ

НОВИНИ

Пленарні доповіді міжнародної конференції «Сучасні технології з'єднання матеріалів» 31 травня–2 червня 2021 р., м. Київ, ІЕЗ ім. Є.О. Патона

Кучук-Яценко С.І., Руденко П.М., Дідковський О.В., Антіпін Є.В. Операційний контроль процесу контактної зварювання залізничних рейок методом пульсуючого оплавлення.....	8
Коржик В.М., Гринюк А.А., Хаскін В.Ю., Ілляшенко Є.В., Ключков І.М., Ганущак О.В., Yu Xuefen, Liuyi Huang. Підвищення ефективності роботизованого виготовлення сталевих фермових зварних конструкцій.....	15
Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В. Підвищення продуктивності СЛП-процесу шляхом регулювання діаметра фокусної плями променя лазерного пучка.....	21
Лобанов Л.М., Сизоненко О.М., Головка В.В., Ташев П., Липян Є.В., Присташ М.С., Торпаків А.С., Пашчин М.О., Міходуй О.Л., Щерецький В.О. Розрядно-імпульсна обробка модифікатора системи Al–Ti–C	28
Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Петриченко І.К., Радченко Л.М. Аргондугове зварювання високоміцного економнолегованого псевдо-β-титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe	34
Нестеренков В.М., Скрябінський В.В., Русиник М.О. Вплив термічних циклів електронно-променевого зварювання алюмінієвого сплаву 1570 на механічні властивості зварних з'єднань.....	40
Сахул Мір., Сахул Мар., Чаплович Л., Маронек М., Ключков І., Мотруніч С. Аналіз властивостей зварних з'єднань алюміній-літійового сплаву останнього покоління, отриманих електронно-променевим зварюванням.....	46
Сенченков І.К., Рябцев І.О., Червінко О.П., Бабінець А.А. Розрахунок залишкового напружено-деформованого стану наплавлених сталевих тонколистових пластин.....	51
Тюрін Ю.М., Колісниченко О.В., Коржик В.М., Гос І.Д., Ганущак О.В., Jin Ying, Zhong Fengping. Імпульсно-плазмове модифікування поверхні сталевих штампів гарячої витяжки виробів із титанового сплаву.....	56
Костін В.А., Жуков В.В., Берднікова О.М., Головка В.В., Кушнарйова О.С. Вплив модифікування металу зварних швів високоміцних низьколегованих сталей на їх структуру та властивості	62
Штофель О.О., Головка В.В., Чижська Т.Г. Застосування фрактального та металографічного аналізів для оцінки якості металу зварних швів.....	70

СПАДЩИНА Б.Є. ПАТОНА

Предложения по развитию черной металлургии в 10-й пятилетке (1976–1980 г.г.).....	75
---	----

ІНФОРМАЦІЯ

Дисертації на здобуття наукового ступеня.....	78
---	----

CONTENT

NEWS

Plenary papers for International conference «State-of-the-art technologies for joining materials» May 31 – June 2, 2021, Kyiv, E.O. Paton Electric Welding Institute

Kuchuk-Yatsenko S.I., Rudenko P.M., Didkovsky O.V., Antipin Ye.V. Operational control of the process of flash butt welding of railway rails by the method of pulsating flashing.....	8
Korzhyk V.M., Grynyuk A.A., Khaskin V.Yu., Illiashenko Ye.V., Klochkov I.M., Ganushchak O.V., Yu Xuefen, Liuyi Huang. Improving the efficiency of robotic fabrication of steel truss welded structures	15
Adjamskiy S.V., Kononenko G.A., Podolskiy R.V. Improving the efficiency of the SLM-process by adjusting the focal spot diameter of the laser beam.....	21
Lobanov L.M., Syzonenko O.M., Holovko V.V., Tashev P., Lypian Ye.V., Prystash M.S., Torpakov A.S., Pashchin M.O., Mikhodui O.L., Sheretskiy V.O. Discharge-pulse treatment of the Al–Ti–C system modifier	28
Akhonin S.V., Bilous V.Yu., Selin R.V., Petrichenko I.K., Radchenko L.M. Argon-arc welding of high-strength sparsely-doped pseudo-β-titanium alloy Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe	34
Nesterenkov V.M., Skryabinsky V.V., Rusynuk M.O. Effect of thermal cycles in electron beam welding of aluminum 1570 alloy on mechanical properties of welded joints	40
Sahul Mir., Sahul Mar., Čaplovič L., Marônek M., Klochkov I., Motrunich S. Analysis of the properties of electron beam welded joints of aluminium lithium alloy latest generation.....	46
Senchenkov I.K., Ryabtsev I.O., Chervinko O.P., Babinets A.A. Calculation of residual stress-strain state of deposited steel thin-sheet plates	51
Tyurin Yu.M., Kolisnichenko O.V., Korzhik V.M., Gos I.D., Ganushchak O.V., Jin Ying, Zhong Fengping. Pulse-plasma modification of the surface of metal stamps of hot drawing of titanium alloy products.....	56
Kostin V.A., Zhukov V.V., Berdnikova O.M., Golovko V.V., Kushnaryova O.S. Effect of modification of weld metal of high-strength low-alloy steels on their structure and properties	62
Shtofel O.O., Holovko V.V., Chyzhska T.G. Application of fractal and metallographic analyses for evaluation of quality of welds metal.....	70

B.E. PATON'S HERITAGE

Proposals on development of ferrous metallurgy in the 10 th Five Year Plan (1976–1980).....	75
--	----

INFORMATIONS

Dissertations for a scientific degree.....	78
--	----



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



Автоматичне зварювання Автоматическая сварка Automatic Welding

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Вчені ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ:
І.В. Кривцун (головний редактор),
В.М. Ліподаєв (штатний заст. гол. ред.)
О.М. Берднікова, Ю.С. Борисов,
В.В. Книш, В.М. Коржик,
Ю.М. Ланкін, Л.М. Лобанов,
С.Ю. Максимов, М.О. Пашчин,
В.Д. Позняков, І.О. Рябцев,
К.А. Юшенко;
В.В. Дмитрик, НТУ «ХПІ», Харків;
В.В. Квасницький, Є.П. Чвертко,
НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», Київ;
М.М. Студент, Фізико-механічний інститут
ім. Г.В. Карпенка НАНУ, Львів;
М. Зініград, Аріельський університет, Ізраїль;
У. Райсген, Інститут зварювання та з'єднань,
Аахен, Німеччина;
Я. Пілярчик, Інститут зварювання, Глівіце, Польща

Засновники

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

Адреса

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

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

Рекомендовано до друку
редакційною колегією журналу

Свідоцтво про державну
реєстрацію KB 4788 від 09.01.2001

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

Передплата 2021

Передплатний індекс 70031.

12 випусків на рік (видається щомісячно).

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

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

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

За зміст рекламних матеріалів
редакція журналу відповідальності не несе.

EDITORIAL BOARD

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

I.V. Krivtsun (Editor-in-Chief),
V.M. Lipodaev (Staff Deputy Editor-in-Chief)
O.M. Berdnikova, Yu.S. Borisov,
V.V. Knysh, V.M. Korzhik,
Yu.M. Lankin, L.M. Lobanov,
S.Yu. Maksimov, M.O. Pashchin,
V.D. Poznyakov, I.O. Ryabtsev,
K.A. Yushchenko;
V.V. Dmitrik, NTU «Kharkiv Polytechnic Institute», Kharkiv;
V.V. Kvasnytskyi, E.P. Chvertko, NTUU «Igor Sykorsky
Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv;
M.M. Student, Karpenko Physico-Mechanical Institute
of NASU, Lviv;
M. Zinigrad, Ariel University, Israel;
U. Reisgen, Welding and Joining Institute, Aachen, Germany;
Ja. Pilarczyk, Welding Institute, Gliwice, Poland

Founders

National Academy of Sciences of Ukraine,
E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU,
International Association «Welding» (Publisher)

Address

E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU
03150, Ukraine, Kyiv-150,
11 Kazymyr Malevych Str.
Tel.: (38044) 200 2302, 200 8277
Fax: (38044) 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com/eng/journal/as

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

Order of the MES of Ukraine № 409 of 17.03.2020.

Recommended for printing editorial board of the Journal

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

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

Subscription 2021

Subscription index 70031.

12 issues per year (issued monthly), back issues available.

\$216, subscriptions for the printed (hard copy) version,
air postage and packaging included.

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

Subscription is possible for previous issues for any year.

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

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

ЗАПРОВАДЖЕННЯ НАЦІОНАЛЬНОЇ ПРЕМІЇ ІМЕНІ БОРИСА ПАТОНА

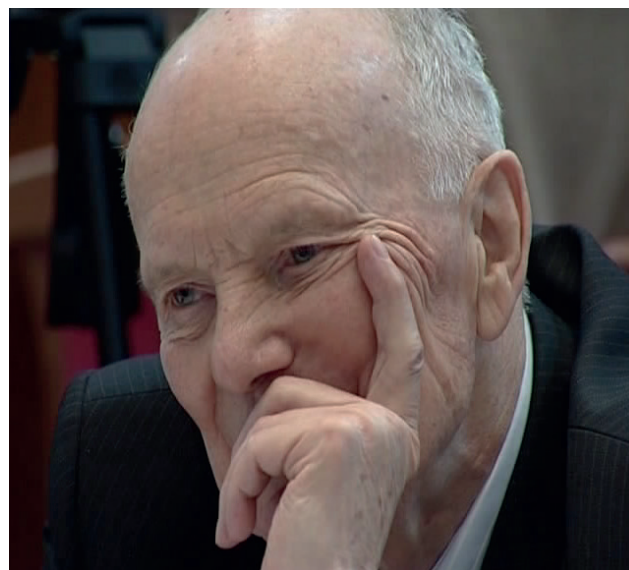
15 квітня Верховна Рада України ухвалила закон 5327 «Про внесення змін до статті 11 Закону України «Про державні нагороди», яким запроваджується Національна премія імені Бориса Патона.

Реалізація акта матиме позитивний вплив на сферу наукової і науково-технічної діяльності в цілому, оскільки він спрямований на увічнення пам'яті видатного українського вченого, організатора науки академіка Бориса Патона, якому були притаманні відданість своєму покликанню та невтомний творчий пошук, що надихатиме на наукові звершення наступні покоління вчених.

Борис Патон – державний та громадський діяч, Президент Національної академії наук України з 1962-го до 2020-го року, директор Інституту електрозварювання імені Є.О. Патона Національної академії наук України, Герой України, академік. Помер 19 серпня 2020 року, у віці 101 рік.

Розмір премії визначається кожного року Указом Президента України в установленому порядку.

Закон розроблено Міністерством освіти і науки за ініціативи Президента України щодо увічнення пам'яті Героя України, видатного українського вченого та організатора науки Бориса Патона.



В УЗБЕКИСТАНІ ЗАПУЩЕНО НОВИЙ ЕЛЕКТРОДНИЙ ЗАВОД – «МОНОЛІТ АЗІЯ»

В липні 2020 р. компанія «ПлазмаТек» в рамках проекту по розширенню присутності в країнах Середньої Азії ввела в експлуатацію завод «Моноліт Азія» з виробництва електродів в Узбекистані в м. Ташкент.

Виробничі потужності заводу розраховані на 1,5 тис. т електродів з рутіловим та основним покриттям. Після виходу обладнання на проектні показники загальна потужність Групи компаній з заводами в Україні, Білорусі та Узбекистані збільшиться до 7 тис. т електродів на місяць.



ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВА ПЛАВКА ВЕЛИКОГАБАРИТНИХ ЗЛИВКІВ ТИТАНУ

В ДП «Науково-виробничий центр «Титан» ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України» відпрацьована технологія електронно-променевої плавки великогабаритних зливків (діаметр 1080 мм, маса понад 10 т) сплавів титану з регламентованим вмістом кисню, вільних від включень високої та низької щільності. Технологія дозволяє використовувати у якості сировини брухт титану та титанову губку низьких сортів. Зливки виготовляються з оплавленою або механічно обробленою поверхнею.

НВЦ «Титан» сьогодні:

- основна наукова діяльність – розробка сплавів на основі титану, технологій та обладнання для їх виробництва способом електронно-променевої плавки (ЕПП);
- основна виробнича діяльність – виробництво зливків титанових сплавів і виготовлення обладнання для ЕПП;

- виробничі потужності – шість електронно-променевих установок;
- сертифікат на систему якості ISO 9001;
- міжнародні поставки — Англія, Китай, Німеччина, США, Франція, Швеція, Японія.



ПАТОН ІНТЕРНЕТІОНЛ – ОДИН З НАЙБІЛЬШИХ ВИРОБНИКІВ ЗВАРЮВАЛЬНИХ ЕЛЕКТРОДІВ В УКРАЇНІ

Компанія «ПАТОН ІНТЕРНЕТІОНЛ» – провідний виробник зварювального обладнання та матеріалів на території України і країн СНД, які успішно застосовуються практично у всіх галузях економіки: від житлово-комунального сектора до важкого машино- і суднобудування. В асортименті продукції ПАТОН™ більше 35 позицій зварювального обладнання, а також більше 10 марок електродів для ручного дугового зварювання, які Компанія почала виробляти в 2016 р.

У грудні 2019 р. на основному виробничому майданчику ПАТОН ІНТЕРНЕТІОНЛ в Києві за адресою вул. Новопирогівська, 66 було введено в експлуатацію нову ділянку з виробництва зварювальних електродів. У складі ділянки сьогодні діють відділення: підготовки і дозування шихтових матеріалів, рубки стрижнів, опресовування електродів, термообробки, сортування і пакування готової продукції. Крім виробничих відділень до складу нового комплексу виробництва зварювальних електродів також увійшов лабораторний комплекс для забезпечення контролю виробничого процесу на всіх стадіях: від отримання сировини до приймально-здавальних випробувань кожної партії готової продукції.

На даний час налагоджено випуск найбільш поширених марок електродів ПАТОН™, що добре зарекомендували себе на ринку та виготовляються за класичною рецептурою (АНО-36, АНО-4, УОНІ-13/55, МР-3), електродів серії Elite, які виготовляються за поліпшеною рецептурою (Elite АНО-36, Elite АНО -21, 7018 Elite), а також електродів спеціального призначення (ЦЛ-11, ЦЧ-4, Т-590).

На ділянці введено в дію дві виробничі лінії, а в найближчій час планується закінчити пусконаладжувальні роботи третьої абсолютно нової лінії, збільшивши таким чином загальні виробничі потужності до 1000 т на місяць. Виробництво ведеться в цілодобовому режимі декількома бригадами загальною чисельністю понад 50 чоловік.



При організації нового виробничого майданчика основним завданням було визначено забезпечення найвищої якості продукції. Для досягнення цієї мети було переглянуто перелік постачальників сировинних компонентів і було посилено контроль за якістю сировини. Відібрані тільки найкращі українські компанії-постачальники, а також організовані прямі поставки високоякісних матеріалів з Німеччини, Словаччини, Нідерландів, Індії та інших країн. Проведено професійну підготовку та навчання персоналу з атестацією виробничих навичок для виконання основних технологічних операцій виробництва. Поточний контроль сировинних матеріалів і тестування готової продукції проводиться силами власного лабораторного комплексу з використанням наступного високотехнологічного обладнання: рентген-флуоресцентний аналізатор, аналізатори вуглецю, сірки, спеціалізований вібростенд.

Зазначене лабораторне обладнання разом з новітніми методиками контролю технологічного процесу виробництва забезпечують високу якість і стабільність робочих характеристик зварювальних електродів ПАТОН™, які відповідають всім необхідним вимогам до продукції такого роду, що підтверджується наявністю сертифікатів від провідних українських та міжнародних сертифікаційних організацій.

Продукція Компанії поставляється в більш ніж 50 країн по всьому світу і зварювальні електроди займають в структурі таких поставок одну з ключових позицій. Загальний обсяг експортних поставок електродів тільки в 2020-му році склав понад 4000 т.

У найближчих планах ПАТОН ІНТЕРНЕТІОНЛ – розширення номенклатури електродів і нарощування обсягів випуску за рахунок виходу на нові ринки збуту. Це дозволить Компанії в недалекому майбутньому вийти на лідируючі позиції даного сегмента ринку і закріпити свій статус провідного українського виробника як зварювального обладнання, так і зварювальних матеріалів.



ДОСВІД ВПРОВАДЖЕННЯ СТАНДАРТІВ ДСТУ ISO 9001 В ПРОМИСЛОВІСТІ

Ефективність функціонування на ринку прямо залежить від результатів управління якістю. Якість продукції (її новизна, технічний рівень, відсутність дефектів, надійність в експлуатації) є одним з найважливіших засобів конкурентної боротьби, завоювання й утримання позицій на ринку. Процеси контролю на підприємстві починаються з контролю якості сировини і матеріалів і закінчуються визначенням відповідності продукту технічним характеристикам і параметрам, визначеним діючими стандартами. Тому управління якістю продукції стало основною частиною виробничого процесу і сформувалось в сталу систему управління якістю на підприємстві ТОВ «ТМ.Велтек».

З метою розширення ринку продажів на підприємстві в квітні 2021 р. було проведено аудит провідними європейськими органами з сертифікації з метою підтвердження відповідності нашої системи управління якістю вимогам стандарту ISO 9001:2015 та отримання відповідних сертифікатів європейського зразка.

До цього в 2019 р. було проведено аудит системи управління якістю німецькою компанією DVS ZERT, яка підтвердила застосування стандарту ISO 9001:2015 в області «Розробка і виробництво порошкових дріт». А за рік до цього

було сертифіковано дріт для зварювання, що підлягає класифікації по EN ISO 17632-A, німецькою компанією «TUV Rheinland» (спеціаліст з сертифікації Маркус Шмідт) на відповідність стандарту EN13479:2004. Треба сказати, що процедура проходження аудиту не була легкою, потрібно було надати дійсні докази відповідності системи управління якістю кожному пункту стандарту, продемонструвати відповідність виконання операцій технологічного процесу прописаним та затвердженим процедурам, довести, що персонал розуміє та виконує ці процедури і знає як діяти у випадку невідповідності.



ПІДГОТОВКА СПЕЦІАЛІСТІВ З НЕРУЙНІВНОГО КОНТРОЛЮ В ІЕЗ

В ДП «Атестаційний центр неруйнівного контролю при ІЕЗ ім. Є.О. Патона» НАН України та Центрі сертифікації при Українському товаристві неруйнівного контролю та технічної діагностики відмічають, що в кінці 2020-го та в перші місяці 2021-го року зросло число заявок на навчання та атестацію фахівців з різних методів неруйнівного контролю. Це може говорити про відродження та розширення промислового виробництва в Україні.

Примітно, що серед кандидатів на атестацію більшість складають молоді інженери різних спеціальностей, які хочуть набути новий фах в галузі технічного контролю зварних з'єднань виробів та споруд. В ДП «АЦНК при ІЕЗ ім. Є.О. Патона» навчають та атестують фахівців з радіаційного, ультразвукового, магнітного, вихрострумного, капілярного, теплового, візуального, акустично-емісійного контролю та контролю герметичності. З кандидатами на атестацію працюють провідні фахівці з неруйнівного контролю з багаторічним досвідом роботи в цій галузі. Для навчання фахівців є достатня матеріальна база. Процедура атестації відбувається згідно міжнародних та українських нормативних документів: EN ISO 9712, SNT-TC-1A, НПАОП 0.00-1.63. Крім

фахівців України, а їх за останні півроку було більше 400, одержали сертифікати фахівці з Болгарії, Туреччини, Словенії, Латвії та Молдови.



НАБІР СТУДЕНТІВ 2021

Приймальна комісія Інституту матеріалознавства та зварювання ім. Є.О. Патона при НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського» об'являє набір студентів за спеціальностями:

132 МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Освітні програми:

- нанотехнології та комп'ютерний дизайн матеріалів;
- металознавство та комп'ютерне моделювання процесів термічної обробки;
- металофізичні процеси та їх комп'ютерне моделювання.

136 МЕТАЛУРГІЯ

Освітні програми:

- комп'ютеризовані процеси лиття;
- спеціальна металургія.

131 ПРИКЛАДНА МЕХАНІКА

Освітні програми:

- лазерна техніка та комп'ютеризовані процеси фізико-технічної обробки матеріалів;
- технології та інжиніринг у зварюванні;
- технологічні системи інженерії з'єднань і поверхонь.



Інститут матеріалознавства та зварювання ім. Є.О. Патона розпочав роботу з 1 липня 2020 р.

ПЛАНИ РЕКОНСТРУКЦІЇ МОСТУ ІМ. Є.О. ПАТОНА

В 2020-му році фахівці ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України виконали технічне обстеження несучих зварних металокопункцій мосту ім. Є.О. Патона.

Перший у світі суцільнозварний автомобільний міст довжиною 1543 м і шириною 27 м введено в експлуатацію 1 листопада 1953 р. Міст балочної конструкції з суцільними головними балками двотаврового перерізу довжиною 58 і 57 м, висотою 3,6 м, 26-пролітний, з опорами на кесонній основі. Пролітні споруди складаються з 264-х однотипних блоків довжиною 29 м, під час монтажу яких було зварено 10668 м швів.

Про необхідність реконструкції мосту заговорили у 1990-ті роки. Але на той час на це не було коштів. У 2008 р. про реконструкцію заговорили знову у зв'язку з підготовкою до Чемпіонату Європи з футболу у 2012 р. Був навіть розроблений проект, за яким планувалося зняти залізобетонне покриття і замінити більш легким металевим. За рахунок зменшення навантаження несучі балки змогли б витримати 8 смуг руху, замість 6-ти. Загальну ширину мосту збільшили б до 38 м. Втім через фінансові проблеми реконструкцію відклали на невизначений термін. У 2020 р. міст визнано



Під час відкриття мосту

аварійним, проте на підготування всіх документів потрібно ще 2 роки. На мосту вже закрили 2 крайні смуги через небезпеку.

Результати технічного обстеження передані інституту Укрпроектстальконструкція, який є головним в розробці проекту ремонту мосту.

В журналі «Технічна діагностика та неруйнівний контроль» №2 за 2021 р. буде надруковано статтю про технічний стан мосту ім. Є.О. Патона.





Вельмишановні колеги!

З великим задоволенням вітаю всіх учасників і гостей Міжнародної конференції та виставки, присвячених сучасним технологіям з'єднання матеріалів.

Зварювання, як і раніше, залишається провідною технологією в багатьох галузях виробництва. Тому коло проблем, що винесені для обговорення в ході роботи конференції, інформація про результати та досягнення в області зварювального виробництва, а також знайомство зі зразками зварювальних матеріалів і устаткування, що представлені на виставці, сприятимуть зміцненню наукових та ділових контактів, подальшому розвитку науково-дослідних і прикладних робіт.

Традиційна плідна співпраця науки та виробництва, постійне наукове супроводження з боку Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України і активна позиція виробників зварювальних матеріалів та устаткування дозволяють забезпечити їх високу якість, широкий попит як на внутрішньому, так і на зовнішньому ринках. Як приклад слід зазначити, що фахівці України допомогли створити ряд виробництв зварювальних матеріалів в багатьох країнах на пострадянському просторі.

Великий інтерес, на мій погляд, представляють доповіді, що присвячені плазмово-дуговим і гібридним процесам зварювання, різання, обробки матеріалів та нанесення покриттів; технологіям 3D-друку, роботизованого зварювання при виробництві зварних конструкцій, пайки та наплавлення; контролю контактнo-стикового зварювання реїок; сучасному ринку зварювальних матеріалів тощо.

Від імені Програмного комітету конференції хочу висловити щиру вдячність усім організаціям, підприємствам, компаніям і окремим фахівцям, які своєю активною підтримкою забезпечили можливість її проведення.

Висловлюю впевненість в тому, що розгляд питань, які виносяться на конференцію, обмін інформацією про досягнення, встановлення нових наукових і ділових контактів будуть сприяти розвитку нових пріоритетних напрямків досліджень у галузі зварювання та споріднених технологій і дозволять внести свій вклад в пожевавлення та підйом промислового виробництва в нашій країні.

Бажаю всім учасникам конференції успішної роботи, великих досягнень, благополуччя та міцного здоров'я.

*Директор ІЕЗ ім. Є.О. Патона,
академік І.В. Кривцун*

ОПЕРАЦІЙНИЙ КОНТРОЛЬ ПРОЦЕСУ КОНТАКТНОГО СТИКОВОГО ЗВАРЮВАННЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК МЕТОДОМ ПУЛЬСУЮЧОГО ОПЛАВЛЕННЯ

С.І. Кучук-Яценко, П.М. Руденко, О.В. Дідковський, Є.В. Антіпін

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

В статті наведено дослідження точності відтворення параметрів операційного контролю контактного стикового зварювання оплавленням залізничних рейок з метою підвищення надійності оцінки відповідності процесу ТУ та підвищення якості зварних стиків. Для статистичного аналізу протоколів зварювання рейок на рейкозварювальних підприємствах зроблено огляд існуючих показників точності і стабільності технологічних процесів. Для аналізу вибраний коефіцієнт варіації K_v , який не пов'язаний з допуском на відхилення параметру процесу. Оцінки коефіцієнтів K_v за протоколами зварювання більше 10 тис. стиків та більше 100 зразків технологічної проби для стаціонарної машини К1000 показали, що параметри режиму, які задаються безпосередньо системою управління, відтворюються з похибкою не більше 1,5 %. Коефіцієнти K_v різко зростають для швидкості оплавлення, переходу від оплавлення до осаджування та власне осаджування, які входять у ТУ на зварення рейок, та активної електричної енергії, що мала місце при оплавленні на вході зварювального трансформатора. Дослідження коефіцієнтів K_v з групуванням даних зварювання по півроку показали, що варіація параметрів процесу не мала трендів і процес з достатньою точністю був сталий у часі. Середні значення та середнє квадратичне відхилення параметрів процесу зварювання рейок і зразків технологічної проби відрізняються у межах статистичної похибки, що свідчить про можливість апроксимації результатів тестових досліджень на стики рейок. Оцінка впливу параметрів процесу швидкості, припуску та енергії оплавлення на зону термічного впливу (ЗТВ) з використанням лінійної регресійної залежності показала суттєву залежність ЗТВ від варіації електричної енергії при оплавленні. Для контролю активної енергії розроблений вимірювальний перетворювач середньої активної електричної потужності з імпульсним виходом, який адаптований до систем керування машинами К1000 та К922, з вхідними сигналами струму до 1000 А та напруги до 440 В, смугою частот цих сигналів до 1 кГц і наведеною похибкою вимірювання до 1 %. Рекомендовано включити у перелік параметрів контролю до ТУ активну електричну енергію, що виділяється при оплавленні на вході зварювального трансформатора, та для підвищення якості стиків не тільки контролювати знаходження параметрів у межах допуску, а створити умови найменшої варіації параметрів від даних, які були отримані при налаштуванні режиму. Бібліогр. 7, табл. 1, рис. 4.

Ключові слова: контактне стикове зварювання, залізничні рейки, статистичний контроль, коефіцієнт варіації, параметри процесу, параметри якості, зона термічного впливу, активна електрична енергія при оплавленні, управління якістю

Технічні умови контактного стикового зварювання (КСЗО) залізничних рейок [1, 2] регламентують параметри режиму зварювання, допуски відхилень для них, показники якості зварного стику: ширину зони термічного впливу (ЗТВ), твердість металу по поверхні катання зварного з'єднання та показники періодичного контролю процесу за зразками технологічної проби на статичний механічний згин: мінімальну стрілу прогину L_p і руйнівне навантаження P_p .

Показники якості стику, як і результати механічних випробувань зразків залежать від відхилень більше десятка параметрів процесу від їх значень, для яких процес був налаштований.

Розсіювання значень як вхідних параметрів, так і відповідно вихідних показників якості внаслідок наявності систематичних та випадкових збурень звичайно характеризують математичним сподіванням або середньою величиною $\bar{x}$ та дисперсією σ^2 або середнім квадратичним (с.к.в.) чи

стандартним відхиленням $S = \sqrt{\sigma^2}$ від середнього. Якщо враховувати, що вхідні параметри мають різні фізичні властивості або суттєво відрізняються за значеннями, для їх порівняння краще використовувати безрозмірні величини.

При статистичному контролі процесу звичайно використовуються показники точності й стабільності: коефіцієнти точності K_T , налаштованості K_H і стабільності K_C :

$$K_T = 6S/\delta, K_H = (\bar{x} - x_\delta)/\delta, K_C = S_1/S_2, \quad (1)$$

де $\delta = x_n - x_b$ – поле допуску на параметр; x_b і x_n – верхня та нижня межа допуску на параметр; $x_\delta = (x_b + x_n)/2$ – середина поля допуску; S_1 – с.к.в. у фіксований момент часу t_1 ; S_2 – с.к.в. у порівнюваний фіксований момент часу t_2 .

Ці оцінки безрозмірні, відносні й для їхнього подальшого аналізу фізичне значення параметра можна не враховувати, а допуски на їхній контроль можуть бути задані загальні, що зручно для порівняння різних фізичних параметрів. Вважа-

ється, наприклад, що при $K_T \leq 0,75$ технологічний процес досить точний, при $K_T = 0,76 \dots 0,98$ технологічний процес вимагає уважного спостереження й при $K_T > 0,98$ точність незадовільна [3].

У багатьох японських підприємствах та автомобільній промисловості США для контролю використовуються подібні оцінки – індекси відтворюваності (process capability index):

потенціал процесу для двосторонніх меж допуску

$$C_p = (x_b - x_n)/6S = \delta/6S,$$

працездатність процесу щодо верхньої межі допуску

$$CPU = (x_b - \bar{x})/3S,$$

працездатність процесу щодо нижньої межі допуску

$$CPL = (\bar{x} - x_n)/3S,$$

відхилення середнього значення процесу від середини поля допуску

$$k = 2|x_\delta - \bar{x}|/(x_b - x_n) = 2|x_\delta - \bar{x}|/\delta,$$

працездатність процесу для двосторонніх меж допуску

$$C_{pk} = \min \{CPU, CPL\} = C_p(1 - k),$$

які утворюють групу взаємодоповнюючих показників відтворюваності і подібні коефіцієнтам K_p , K_n та K_c , також визначають відповідність допускам процесу та проблеми налаштування. Вони можуть застосовуватися для односторонніх і двосторонніх меж допуску і можуть узагальнюватися для роботи з багатовимірними номіналами (показниками якості) [4].

Перелічені показники посиляються на поле допуску δ , яке визначає імовірність якісного продукту при знаходженні контрольованого параметра в ньому. Контроль процесу КСЗО залізничних рейок на стаціонарних машинах К1000 та пересувних машинах К922 на існуючих системах управління машинами включає значно більше параметрів, ніж входять у ТУ (таблиця), та не для всіх із них існують допуски. Крім того, допуски можуть бути не досить «оптимальними».

Тому для порівняння розкиду параметрів у подальшому використовували коефіцієнт варіації K_v (англ. coefficient of variation, нім. Variationskoeffizient m) – відносна величина для характеристики розсіяння (мінливості) ознаки і застосовується тоді, коли необхідно порівняти

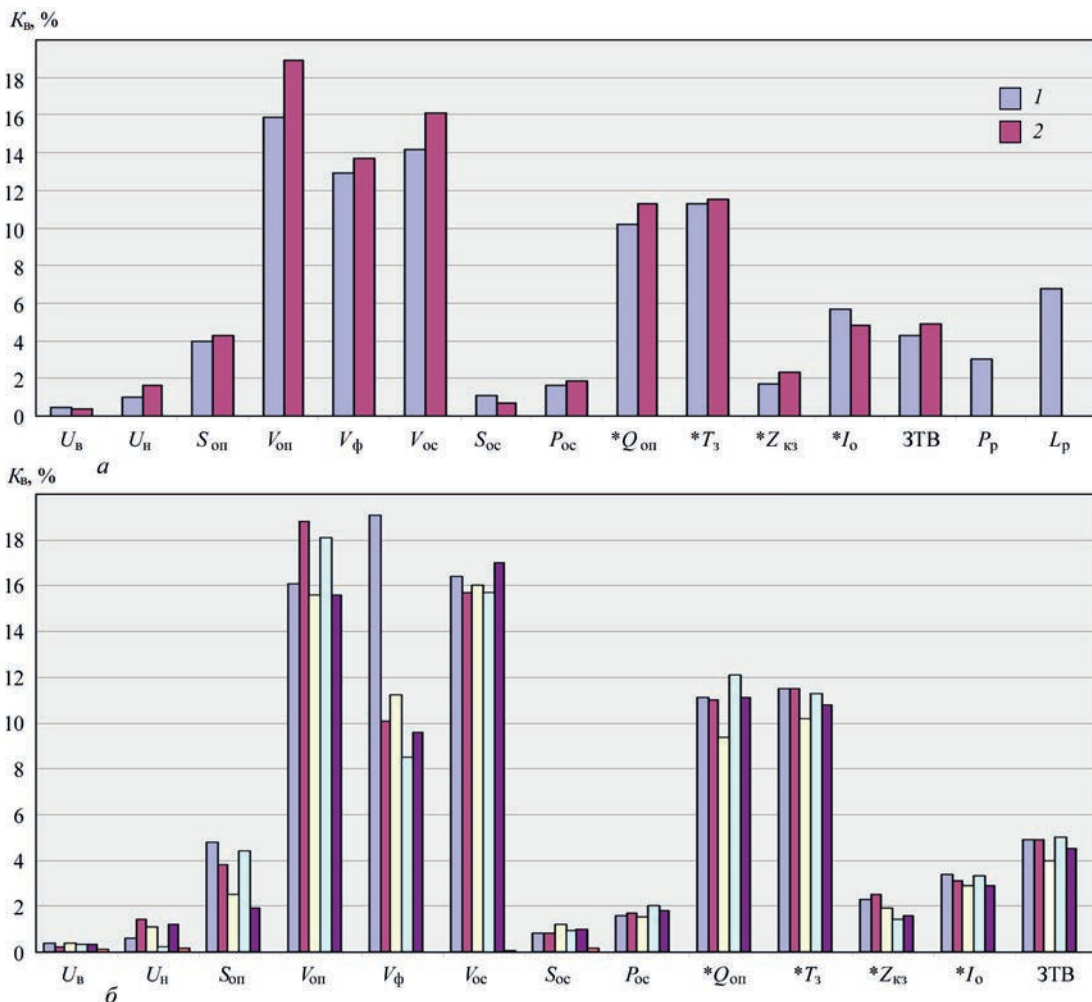


Рис. 1. Коефіцієнти варіації K_v при зварюванні рейок Р65 марки К76Ф на машині К1000 (а): 1 – дані зварювання зразків технологічної проби, 2 – дані зварювання стиків рейок (тут і далі ЗТВ прогнозували за регресійною залежністю від V_{on} , S_{on} , Q_{on} , S_{oc} [6] та зміна коефіцієнтів варіації K_v у часі з періодом півроку при зварюванні рейок Р65 марки К76Ф на машині К1000. Однаковим кольором показані K_v для однакових інтервалів часу (б)

Допуски для параметрів контактного зварювання пульсуючим опаленням рейок марок М76 типу Р65, К76Ф типу Р65, 60Е1 для машин К1000 та К922 (у дужках) згідно [1]

Параметр	Поле допуску		Інтервал досліджень	
	Нижнє	Верхнє	Нижній	Верхній
Час зварювання * T_z , с	60	100	40	275
Швидкість опалення $V_{оп}$, мм/с	0,07 (0,065)	0,2	0,03	0,4
Припуск опалення $S_{оп}$, мм	12(9)	18	5	30
Напруга при переході до осаджування $U_{в}$, В	355	440	300	500
Напруга на опаленні $U_{н}$, В	250	360	200	500
Швидкість перед осаджуванням $V_{ф}$, мм/с	0,7	2,5	0,1	4
Швидкість осаджування $V_{ос}$, мм/с	30(20)	80	10	145
Тиск осаджування $P_{ос}$, атм	12(9)	15(12)-20	5	40
Припуск осаджування $S_{ос}$, мм	11,5	17	5	35
Час осаджування з струмом $T_{осл}$, с	1-0,49 (0,8)	2 (1,8)	0,3	3
Струм опалення * $I_{оп}$, А	—	—	80	800
Імпеданс вторинного контуру при к.з. * $Z_{кз}$, мкОм	—	—	25	300
Енергія опалення * $Q_{оп}$, кВт·ч	—	—	1,0	5,00
Примітка. * – позначені параметри, що не входять у ТУ.				

мінливість ознак об’єкта, які виражені в різних одиницях вимірювання (синонім: unitized risk – уніфікований ризик) [3].

В статті наведено дослідження точності відтворення параметрів операційного контролю КЗСО залізничних рейок з метою підвищення надійності оцінки відповідності процесу ТУ та підвищення якості зварних стиків.

K_v являє собою відношення середнього квадратичного відхилення до середнього арифметичного і виражається у відсотках: $K_v = S/\bar{x} \cdot 100 \%$. Мінливість вважається варіабельно слабкою, якщо $K_v < 10 \%$; середньою, якщо K_v від 11...25 % і значною за $K_v > 25 \%$.

Оцінку точності відтворювання параметрів процесу, або варіацію параметрів виконували за протоколами зварювання залізничних рейок протягом 2015–2020 рр. на рейкозварювальних підприємствах (РЗП) Укрзалізниці. Наприклад, за даними K_v стаціонарної машини К1000 Київського

РЗП, що були розраховані за протоколами зварювання більш ніж 10 тис. стиків, можна зробити наступні висновки (рис. 1).

Серед параметрів, які визначають відповідність режиму ТУ, напруга при опаленні $U_{н}$ та при переході від опалення до осаджування $U_{в}$, припуск на опалення $S_{оп}$ та осаджування $S_{ос}$, час осаджування під струмом $T_{осл}$ задаються безпосередньо в системі керування, мають досить мале значення коефіцієнта варіації K_v . $P_{ос}$ визначається настроюванням тиску в циліндрі осадки і також має невеликі K_v . Точність відтворення цих параметрів цілком залежить від технічного стану зварювальної машини, системи керування та належного витримування зовнішніх умов зварювання, а саме, силової електричної енергії, насосної станції, охолоджуючої рідини та інше.

Припуск на опалення $S_{оп}$ за основним алгоритмом керування КЗСО рейок задається у циклограмі режиму і за коректною роботою системи керування машини має наближатися до точності

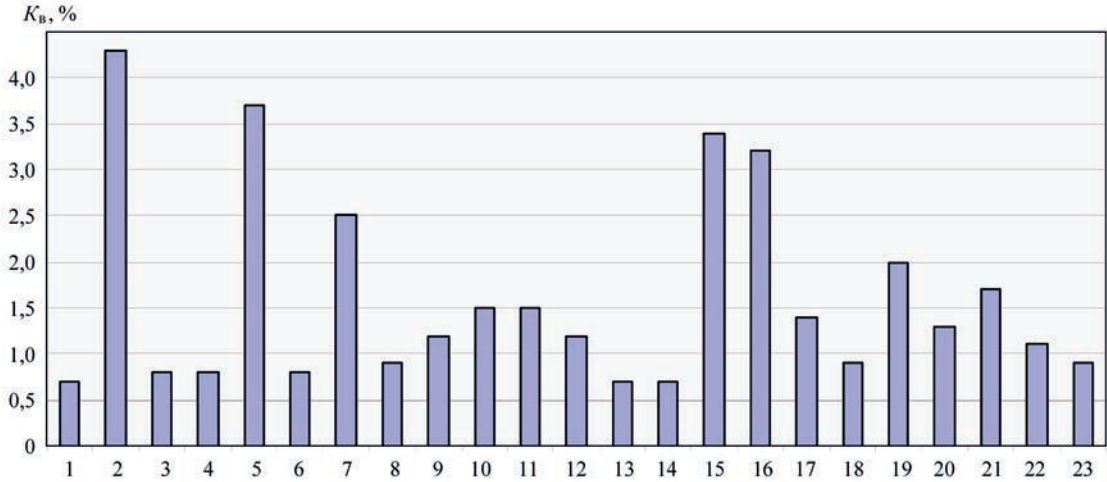


Рис. 2. Коефіцієнти K_v для припуску на опалення $S_{оп}$ восьми машин К1000 (1-8) та 15 машин К922(9-23)

датчику контролю переміщення рухомої колони зварювальної машини. Зазвичай цей датчик побудований на інкрементальному датчику Siemens 6FX2001, має дискретність вимірювання 0,1 мм і вплив електромагнітної перешкоди на точність вимірювання неможливий. В наведених даних варіація $S_{\text{оп}}$ значно вища через те, що при зварюванні нової партії рейок можлива необхідність коректування режиму, яку виконували зазвичай саме змінною заданого припуску на оплавлення. За даними $K_{\text{в}}$ для восьми машин K1000 та 15 машин K922 різних РЗП видно, що тільки у випадку переналаштування режиму варіація параметру $S_{\text{оп}}$ досить велика. При постійному заданому режимі $K_{\text{в}}$ менше 1,0...1,5 % (рис. 2). Зрозуміло, що за іншими алгоритмами, наприклад, завдання етапів за часом, цей параметр може мати випадковий характер розподілу з своїм середнім відхиленням та с.к.в.

Параметри швидкості оплавлення $V_{\text{оп}}$, переходу від оплавлення до осаджування $V_{\text{ф}}$ та осаджування $V_{\text{ос}}$, які входять у ТУ, форма струму перед осаджуванням (час можливого короткого замикання $T_{\text{кз}}$), а також час зварювання $T_{\text{з}}$ та електрична енергія оплавлення $Q_{\text{оп}}$ задаються непрямым шляхом та є результатом ходу процесу КСЗО і відповідно результатом дії різноманітних неконтрольованих збурень.

Швидкості оплавлення $V_{\text{оп}}$ та переходу до осаджування $V_{\text{ф}}$

$$V_{\text{оп}}, V_{\text{ф}} = F(V_{\text{в}}, V_{\text{н}}, I_{\text{в}}, I_{\text{о}}, I_{\text{н}}, I_{\text{з}}), \quad (2)$$

де $V_{\text{в}}, V_{\text{н}}, I_{\text{в}}, I_{\text{о}}, I_{\text{н}}, I_{\text{з}}$ – параметри регулятора приводу подачі рухливої колони залежно від зварювального струму $I_{\text{з}}$;

Час зварювання

$$T_{\text{з}} = S_{\text{к}}/V_{\text{к}} + S_{\text{оп}}/V_{\text{оп}} + S_{\text{ф}}/V_{\text{ф}} + T_{\text{ос}}i,$$

де $S_{\text{к}}, V_{\text{к}}, S_{\text{оп}}, V_{\text{оп}}, S_{\text{ф}}, V_{\text{ф}}$ – припуск і середня швидкість на етапах зняття косини, оплавлення та переходу до осаджування.

Швидкість осаджування $V_{\text{ос}}$ залежить від заданого тиску осаджування, технічного стану приводу осаджування й рухливої колони та нагрівання зварювальних рейок перед осаджуванням. Імпеданс к.з. вторинного контуру $Z_{\text{кз}}$ характеризує технічний стан машини.

Із перелічених параметрів, що контролює система управління машин K1000 та K922, найбільш вразливими з точки зору $K_{\text{в}}$ є швидкості $V_{\text{оп}}, V_{\text{ф}}, V_{\text{ос}}$ та час зварювання $T_{\text{з}}$ і електрична енергія, яка виділилась на вході зварювального трансформатора на етапі оплавлення, $Q_{\text{оп}}$ (рис. 1). Слід відзначити, що крім дії збурень, на с.к.в швидкостей $V_{\text{оп}}, V_{\text{ф}}$ впливає те, що похибка їх вимірювання наближається до абсолютного значення вимірювальної величини.

Вимірювання швидкостей виконуються за датчиком переміщення і абсолютна похибка складає $\Delta V = 0,1 \text{ мм} / T_{\text{вим}}$, де $T_{\text{вим}}$ – інтервал між вимірюваннями. Дискретність вимірювання системи управління у часі дорівнює 0,01 с, таким чином маємо або дуже велику статичну похибку, або велику динамічну похибку для стабілізації цих параметрів.

За даними гістограм (рис. 3) відтворення параметрів процесу КСЗО, зокрема $V_{\text{оп}}, V_{\text{ф}}, V_{\text{ос}}$, можна зробити припущення, що розподіл похибки цих параметрів відносно середнього значення відповідає нормальному закону.

Розрахунок коефіцієнтів точності $K_{\text{т}}$ (1), які враховують величину поля допуску і прийняті для статистичного керування технологічними процесами, підтверджує загальне співвідношення точності відтворювання параметрів $K_{\text{в}}$ (рис. 4). За даними коефіцієнта точності $K_{\text{т}}$, який враховує допуск на відхилення параметрів згідно ТУ (див. таблицю) видно, що за умовою, що середнє значення швидкості $V_{\text{оп}}, V_{\text{ф}}, V_{\text{ос}}$ близько до середини

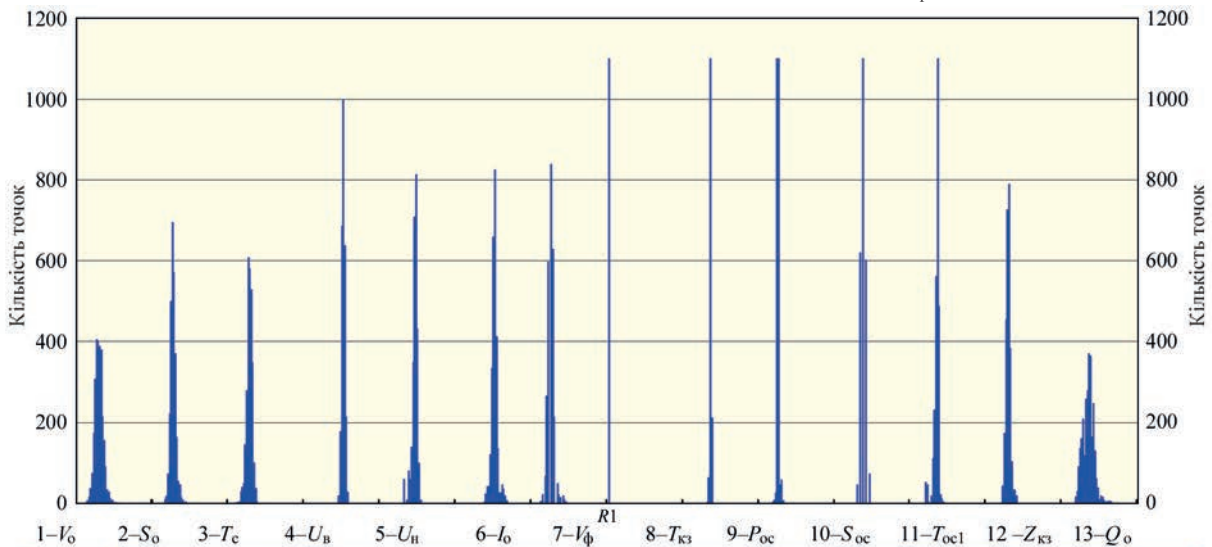


Рис. 3. Гістограма розподілу параметрів процесу КСЗО 10230 стиків рейок на машині K1000, яку розраховували на інтервалі досліджень по кожному параметру (таблиця), кількість інтервалів для всіх параметрів була 50, крок кожного складає $\Delta X = (X_{\text{д.в}} - X_{\text{д.н}})/50$, де $X_{\text{д.в}}$ та $X_{\text{д.н}}$ – верхній та нижній інтервали досліджень (наприклад, для $\Delta S_{\text{оп}} = (30-5)/50 = 0,5 \text{ мм}$)

полю допуску, маємо вірогідність відповідності ТУ більше ніж 99,7 % стиків. Для інших параметрів умова знаходження середнього значення у середині допуску вже не є такою жорсткою.

Для виявлення будь-яких трендів у часі, наприклад, зміни технічного стану зварювальної машини, були розраховані коефіцієнти K_v та K_t з інтервалом півроку (рис. 1, б, 4, б). Видно, що протягом терміну контролю хід зварювального процесу був незмінним з точки зору варіації параметрів КСЗО і дані контролю зразків технологічної проби (див. рис. 1) за цими параметрами відповідають ходу процесу зварювання рейок (середні значення та с.к.в. параметрів відрізняються у межах статистичної похибки, див. K_n та K_t на рис. 4) та дані випробувань зразків технологічною пробою можна використовувати для оцінки якості стиків рейок.

Вплив відхилення виходу від відхилення вхідних параметрів, крім інших факторів, залежить

від можливих взаємних зв'язків між входами. Су-марна дисперсія для багатфакторного процесу у випадку, коли фактори не пов'язані один з одним, складається з суми дисперсій кожного фактору. У випадку з корельованими між собою факторами до цієї суми додаються з відповідним знаком складові коваріації (англ. covariance) – міри спільної мінливості двох випадкових змінних. Абсолютне відхилення виходу функції $Y=f(x_1, x_2, \dots, x_n)$ від відхилення будь-якого параметру $\Delta x_i = S_i$ у точці $x_i = \bar{x}_i, i = 1 \dots n$, через K_{vxi} залежить від значення параметра $x_i = \bar{x}_i$ та часткової похідної $\partial Y / \partial x_i$ параметра $x_i = \bar{x}_i$ у цій точці $\Delta Y = \partial Y / \partial x_i \bar{x}_i K_{vxi}$. Таким же чином можна показати, що коефіцієнт точності дорівнює

$$K_t = 6 \bar{x}_i K_{vxi} / \delta. \tag{3}$$

Вплив кожного вхідного фактору – часткову похідну $\partial Y / \partial x_i$ – можна оцінити за математичною

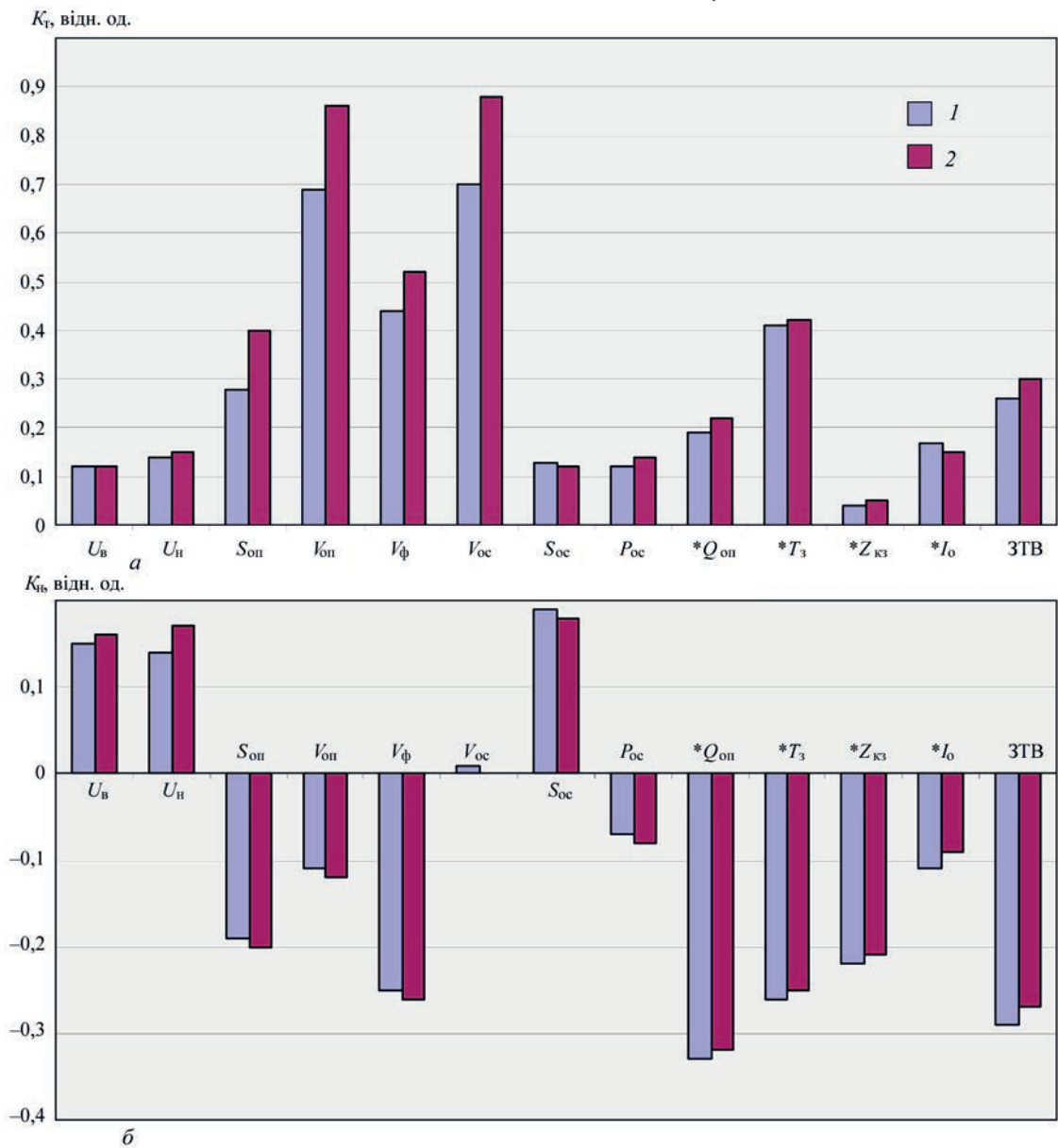


Рис. 4. Коефіцієнти точності K_t (а) та налаштованості K_v (б) при зварюванні рейок Р65 марки К76Ф на машині К1000 (1 – дані зварювання зразків технологічної проби; 2 – дані зварювання рейок)

залежністю вихідного параметру від вхідних. Наприклад, швидкість оплавлення $V_{оп}$, припуск на оплавлення $S_{оп}$, електрична енергія при оплавленні $Q_{оп}$ визначають температурне поле при КСЗО. Математичні регресійні залежності ЗТВ від $V_{оп}$, $S_{оп}$ та $Q_{оп}$ були отримані з використанням експериментальних даних та математичної моделі кінетики температурного поля при безперервному оплавленні з урахуванням багатофакторного впливу на інтенсивність нагріву швидкоплинних процесів утворення та руйнування одиничних контактів, що формуються при технологічному циклі контактного зварювання залізничних рейок [5, 6]. Для оцінки впливу відхилень параметрів на ЗТВ у разі використання найпростішої залежності першого порядку маємо

$$L_{зТВ} = a_0 + a_1 V_{оп} + a_2 S_{оп} + a_3 Q_{оп} - S_{ос}.$$

Відхилення ширини ЗТВ від значення при середніх параметрах процесу має вигляд:

$$\begin{aligned} \Delta L &= L - L(V_{оп} = \bar{V}_{оп}, S_{оп} = \bar{S}_{оп}, Q_{оп} = \bar{Q}_{оп}) = \\ &= a_1(V_{оп} - \bar{V}_{оп}) + a_2(S_{оп} - \bar{S}_{оп}) + a_3(Q_{оп} - \bar{Q}_{оп}) - (S_{ос} - \bar{S}_{ос}) = \\ &= a_1 \bar{S}_{оп} K_{вSоп} + a_2 \bar{V}_{оп} K_{вVоп} + a_3 \bar{Q}_{оп} K_{вQоп} + \bar{S}_{ос} K_{вSос} = \\ &= -23 K_{вSоп} + 4 K_{вVоп} + 34 K_{вQоп} - \Delta S_{ос}. \end{aligned}$$

Таким чином, незважаючи на те, що $K_{вSоп}$ значно менше $K_{вVоп}$, вплив відхилення припуску на якість зварювального стику майже такий же, як і швидкості оплавлення. У той же час суттєвий вплив маємо від електричної енергії оплавлення $K_{вQоп} \approx 3 K_{вSоп}$ і стає важливим контроль електричної енергії при оплавленні $Q_{оп}$ і введення її у перелік параметрів ТУ по зварюванню рейок (таблиця).

Складність вимірювання активної енергії пов'язана з тим, що гармонійна складова активної потужності визначається тими гармоніками, які представлені в сигналі струму і в сигналі напруги. За даними комп'ютерного моделювання при фазовому регулюванні напруги на вході силового трансформатора в діапазоні кутів ϕ (від 0 до 90°) і кутів включення тиристорного контактора α (від ϕ до 120°) сигнали струму, напруги та потужності по спектру частот укладаються в діапазон до 1 кГц. Ці результати були підтверджені експериментально при записі зварювального струму і напруги на вході силового трансформатора з частотою 10 кГц і подальшим обчисленням за ними активної енергії. Для контролю енергії $Q_{оп}$ в ІЕЗ ім. Є.О. Патона був розроблений вимірювальний перетворювач середньої активної електричної потужності з імпульсним виходом, який адаптований до систем керування машинами K1000 та K922 на основі промислового контролера Siemens CPU 314C-2PTR або CPU1512C-1PN, з вхідними сигналами струму до 1000 А та напруги до 440 В, смугою частот цих сигналів до 1 кГц і наведеною похибкою вимірювання до 1 %.

За даними зварювання зразків технологічної проби на РЗП, які пройшли дослідження на ста-

тичний згин та були визнані як відповідні ТУ, видно, що $K_{в}$ стріли прогину L_p та руйнівного зусилля P_p майже у 2 рази менше ніж $K_{в}$ параметрів швидкості оплавлення, форсування та осаджування (рис. 1, а). Параметри, що задаються безпосередньо системою керування машини, навпаки, мають $K_{в}$ майже в 2 рази менше ніж для показників якості стику. Таким чином, досить обережно можна припускати найбільш суттєвий вклад цих швидкостей на якість. Але безумовно ці параметри найбільш вразливі з точки зору можливостей точності роботи системи керування у відтворенні потрібних значень $V_{оп}$, $V_{ф}$, $V_{ос}$. Крім того, з огляду на вплив параметрів на ширину ЗТВ до переліку контрольних параметрів у ТУ (таблиця) необхідно додати величину електричної енергії, що виділяється при оплавленні.

При виборі поля допуску треба враховувати, що при розв'язуванні будь-якої статистичної гіпотези можливі два види помилок:

- помилка першого роду полягає в тому, що відкидається гіпотеза, яка насправді вірна – у нашому випадку якісний стик буде визнаний як неякісний;
- помилка другого роду полягає в тому, що гіпотеза ухвалюється, а вона насправді невірна – неякісний стик буде визнаний якісним.

Межа між ознаками відповідності та невідповідності ТУ є досить розмитою та якщо вірогідності помилок можна оцінити, має вибиратися з урахуванням ціни заміни якісного стику у пліті (у першому випадку) та ціни пропуску неякісного стику у пліті у другому. Цілком природно у такому випадку вибирати більш жорсткі допуски для контролю параметрів. За даними по прогнозуванню ЗТВ видно, що найбільш об'єктивні оцінки допусків можна отримати із аналітичних залежностей показників якості від параметрів процесу, що у випадку КСЗО наразі неможливо.

Слід відзначити, що хоч контроль за допусками є дуже розповсюдженим засобом запобігання браку, на прикладі настроювання припуску на оплавлення для різних партій рейок видно, що допуску $S_{оп}$ у ТУ можуть відповідати досить широкі значення якості, а сама варіація $S_{оп}$ для налаштованого режиму значно менше допуску. Таким чином, умова виконання допуску не використовує всіх особливостей зварювального обладнання і технології у цілому.

За методом управління виробництвом [7] вважають, що дотримання допусків контрольних факторів є недостатнім критерієм, щоб судити про якість продукції. Необхідно постійно прагнути до номіналу, який був отриманий при налаштуванні режиму, і зменшенню варіації факторів навіть всередині меж, які встановлені проектом. При цьому налаштування оптимальних рівнів контрольних факторів процесу виконується досягненням оптимального відношення «сигнал/шум», яке у нашому випадку відповідає зворотному значенню коефіцієнта варіації K_v .

Висновки

1. Статистичні дослідження за протоколами процесу КСЗО залізничних рейок на РЗП показали, що параметри контролю процесу стикового зварювання, що наведені у ТУ і задаються безпосередньо системою керування зварювальної машини, несуттєво залежать від зовнішніх збурень і відтворюються з точністю стабілізації системи керування.

2. Параметри, значення яких є результатом ходу процесу зварювання і дії неконтрольованих збурень, а саме швидкостей оплавлення, переходу до осаджування, осаджування та активна електрична енергія, яка виділилася у стику, відтворюються з похибкою, що у 5..10 разів більше похибки системи управління.

3. Для підвищення точності контролю процесу КСЗО рейок до переліку параметрів контролю у ТУ на зварювання рейок слухним є введення контролю активної електричної енергії на вході зварювального трансформатора за час оплавлення. В ІЕЗ ім. Є.О. Патона розроблений датчик контролю такої енергії, який адаптований для існуючої системи керування зварювальних машин.

Список літератури

1. (2016) *Рейки нові зварні для залізниць*. Технічні умови. ТУ У 24.1-40075815-002:2016.
2. DIN EN 14587-2. *Railway applications – Track – Flash butt welding of rails. Part 2: New R220, R260, R260Mn and R350HT grade rails by mobile welding machines at sites other than a fixed plant.*
3. *Портал знань StatSoft*. URL: <http://statistica.ru/>

4. *Process capability index*. URL: https://en.wikipedia.org/wiki/Process_capability_index
5. Кучук-Яценко С.І., Миленин А.С., Великоиваненко Е.А. и др. (2018) Математическое моделирование процесса нагрева металла при контактной стыковой сварке непрерывным оплавлением. *Автоматическая сварка*, **10**, 3–10. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2018.10.01>
6. Кучук-Яценко С.І., Руденко П.М., Гавриш В.С. та ін. (2020) Операційний контроль як засіб оцінки якості зварних з'єднань при контактному стиковому зварюванні сучасних високоміцних сталей методом оплавлення. *Наука і інновація*, **16**, **2**, 72–78.
7. Rao S., Samant P., Kadampatta A., Shenoy R. (2013) An Overview of Taguchi Method: Evolution, Concept and Interdisciplinary Applications. *Int. J. of Scientific & Engineering Research*, **4**, 10.

References

1. (2016) *New welded rails for railways*. Specifications: TU U 24.1-40075815-002:2016.
2. DIN EN 14587-2: *Railway applications – Track – Flash butt welding of rails. Pt 2: New R220, R260, R260Mn and R350HT grade rails by mobile welding machines at sites other than a fixed plant.*
3. *Portal of knowledges StatSoft*. URL: <http://statistica.ru/>
4. *Process capability index*. URL: https://en.wikipedia.org/wiki/Process_capability_index
5. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Milenin, A.S., Velikoivanenko, E.A. et al. (2018) Mathematical modeling of the process of metal heating in continuous flash-butt welding. *The Paton Welding J.*, **10**, 2-8. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2018.10.01>
6. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Rudenko, P.M., Gavrish, V.S. et al. (2020) Operational control as a method of quality evaluation of welded joints in resistance flash butt welding of modern high-strength steels. *Nauka i Innovatsii*, **16**(2), 72–78 [in Ukrainian].
7. Rao S., Samant P., Kadampatta A., Shenoy R. (2013) An overview of Taguchi method: evolution, concept and interdisciplinary applications. *Int. J. of Scientific & Engineering Research*, **4**, 10.

OPERATIONAL CONTROL OF THE PROCESS OF FLASH BUTT WELDING OF RAILWAY RAILS BY THE METHOD OF PULSATING FLASHING

[S.I. Kuchuk-Yatsenko], P.M. Rudenko, O.V. Didkovsky, Ye.V. Antipin

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The article presents a study of the accuracy of reproduction of parameters of operational control of flash butt welding of railway rails in order to increase the reliability of evaluating the compliance of the process to the Technical Specifications (TS) and improve the quality of welded joints. For the statistical analysis of protocols of welding rails at rail-welding enterprises the review of existing indices of accuracy and stability of technological processes was made. For the analysis, the coefficient of variation C_v was chosen, which is not related to the tolerance of the deviation of the process parameter. Evaluations of C_v coefficients according to the welding protocols of more than 10 thous. joints and more than 100 specimens of a technological test for the stationary machine K1000 showed that the mode parameters set directly by the control system, are reproduced with an error of not more than 1.5%. The C_v coefficients increase sharply for the rate of flashing, transition from flashing to deposition and particularly deposition, which are included in the TS for welding rails and an active electric power, that occurred during flashing at the input of the welding transformer. The studies of C_v coefficients with grouping of welding data by six months showed that the variation of process parameters had no trends and the process was stable over time with a sufficient accuracy. The mean values and the standard deviation of the parameters of the process of welding rails and specimens of a technological sample differ within the statistical error, which indicates the possibility of approximating the results of test studies on the rail joints. Evaluation of effect of parameters of the process of rate, allowance and energy of flashing on the heat-affected-zone (HAZ) with the use of linear regression dependence showed an essential dependence of HAZ on variation of electric energy during flashing. For control of active energy, the measuring converter of average active electric power with a pulse output was developed, which is adapted to the control systems of K1000 and K922 machines with input signals of current to 1000 A and voltage to 440 V, a frequency band of these signals to 1 kHz and the resulted error of measurement to 1%. It is recommended to include active power energy released during melting at the input of the welding transformer in the list of control parameters to the TS, and to improve the quality of joints not only to control the parameters within tolerance, but to create the conditions of the smallest variation of parameters from obtained data. 7 Ref., 1 Tabl., 4 Fig.

Keywords: flash butt welding, railway rails, statistical control, coefficient of variation, process parameters, quality parameters, heat-affected-zone, active electric power during flashing, quality control

Надійшла до редакції 05.04.2021

ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ РОБОТИЗОВАНОГО ВИГОТОВЛЕННЯ СТАЛЕВИХ ФЕРМОВИХ ЗВАРНИХ КОНСТРУКЦІЙ

В.М. Коржик¹, А.А. Гринюк¹, В.Ю. Хаскін¹, Є.В. Ілляшенко¹, І.М. Клочков¹, Ганущак О.В.¹,
Yu Xuefen², Liuyi Huang²

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

²Zhejiang Academy of Special Equipment Science. 310016, Jianggan District, Hangzhou, Zhejiang, 211, Kaixuan Road.

В роботі показано, що для підвищення продуктивності роботизованого виготовлення фрагментів сталевих фермових RHS (прямокутні порожнисті секції) конструкцій доцільно виготовляти заготовки прецизійним лазерним різанням із подальшою збіркою фрагментів точковими прихватками і шовним зварюванням дугою з плавким електродом із струмопровідним (гарячим) присаджувальним дротом. Лазерне різання із потужністю випромінювання ~1,0 кВт і піддувом стисненого повітря тиском 1,5 МПа дозволяє отримувати готові для подальшого зварювання елементи RHS конструкцій з точністю 0...0,1 мм. Встановлено, що у разі застосування зварювання дугою з плавким електродом із гарячим присаджувальним дротом швидкість підвищується в ~1,5 рази порівняно із звичайним зварюванням дугою з плавким електродом. Бібліогр. 13, рис. 6.

Ключові слова: лазерне різання, зварювання, дуга плавкого електрода, струмопровідний присаджувальний дріт, кутові з'єднання, вуглецева сталь, структури

Конструкційні переваги трубчастих сталевих елементів стають все більш очевидними в останні десятиліття завдяки дослідженням і досвіду в будівництві [1, 2]. У всьому світі ці елементи часто використовуються, особливо в конструкціях з великими прогонами. Наприклад, нещодавно в Німеччині була введена в експлуатацію перша повністю зварна трубчаста фермова конструкція моста без опор і з'єднань, яка є нововведенням в мостобудуванні як цілісна конструкція і прогресивною мостовою конструкцією в цілому [3]. Раніше фермові балки виготовляли з елементів кутового типу, з'єднаних у вузлах привареними косинками. В ХХІ столітті в промисловості з'явилися нові конструктивні рішення для фермових конструкцій, до яких в першу чергу відноситься використання елементів CHS (Circular Hollow Sections – круглого полого перерізу) і RHS (Rectangular Hollow Section – прямокутного полого перерізу), з'єднаних зварюванням безпосередньо в місцях стиків по контуру [4, 5].

Відомо, що елементи порожнистих конструкційних секцій (HSS – Hollow Structural Sections) мають багато переваг перед еквівалентними секціями з відкритим перетином, включаючи кращу стійкість до кручення, а також навантаження на розтяг та стиск, естетичний вигляд та економію з точки зору матеріальних витрат [5]. На перший погляд з'єднувати елементи HSS достатньо

просто, обрізавши кінці та зварюючи між собою. Однак, залежно від конфігурації спільного з'єднання та кількості підключених членів, це може призвести до отримання складних та дорогих конструкцій.

Для здешевлення і прискорення виготовлення таких конструкцій доцільно їх розбити на окремі вузли, що можуть бути зварені за допомогою промислових роботів [6]. У фактичному процесі будівництва фермових конструкцій елементи зазвичай зварюються точковим зварюванням на монтажній платформі, а потім зварюються цілком на роботизованих ділянках [7]. Але при цьому виникає низка проблем, пов'язаних із підготовкою і виконанням зварювання.

Для роботизованого зварювання необхідно чітко дотримання геометричних розмірів деталей, які підлягають зварюванню [8]. В першу чергу це стосується нерівномірних зазорів, які викликає неточністю підготовки, тобто різанням деталей під зварювання. Як правило, різання виконується механічним способом за допомогою пил. При цьому через зношення поверхні пил можуть змінюватися геометричні розміри деталей. Крім того, різання виконується переважно на напівавтоматичних станках, при цьому до проблем з точністю різання додається людський чинник. Ще однією проблемою є неможливість отримання різанням пилами криволінійних форм поверхонь різь. Че-

Коржик В.М. – <http://orcid.org/0000-0001-9106-8593>, Гринюк А.А. – <https://orcid.org/0000-0002-6088-7980>,
Хаскін В.Ю. – <http://orcid.org/0000-0003-3072-6761>, Ілляшенко Є.В. – <https://orcid.org/0000-0001-9876-0320>,
Клочков І.М. – <https://orcid.org/0000-0001-6490-8905>, Ганущак О.В. – <http://orcid.org/0000-0003-4392-6682>,
Yu Xuefen – <https://orcid.org/0000-0003-1922-1025>, Liuyi Huang – <https://orcid.org/0000-0003-4155-2824>

© В.М. Коржик, А.А. Гринюк, В.Ю. Хаскін, Є.В. Ілляшенко, І.М. Клочков, О.В. Ганущак, Yu Xuefen, Liuyi Huang, 2021

рез цю особливість у з'єднанні, яке збирають під зварювання, виникають зазори і воно не повністю відповідає вимогам оптимального (безщільного) складання. Вирішенням цієї проблеми може бути або застосування певних технологічних прийомів, або додаткове фрезування для оптимального складання з'єднання перед зварюванням. В обох випадках продуктивність знижується, а вартість виконання робіт зростає.

Найбільш перспективними технологіями отримання заготовок з необхідною геометрією поверхні різа є лазерні [9]. Зокрема, досить розповсюджений процес лазерного різання із залученням промислових роботів [10]. Лазерний промінь на товщинах до 6 мм забезпечує тонкий (до 0,5 мм) різ. Це надає можливість значно зменшити витрати металу при розрізанні, оскільки ширина механічного CNC різку на товщині до 6 мм зазвичай становить до 5 мм [11]. Крім того, цінова доступність сучасного лазерного обладнання поступово наближується до станків CNC. У порівнянні із плазмовим різанням при лазерному витрачається менша кількість деталей робочого інструмента (в першу чергу ріжучих сопел), а також не потрібна фінішна обробка крайок для подальшого зварювання [10]. Застосування робота надає можливість виконувати різку за складними просторовими траєкторіями, які необхідні для отримання зварного з'єднання з позицій технологічності його виконання та міцності, а також сприяє гнучкості переходу від кутових з'єднань до стикових.

Для виготовлення сталевих конструкцій із труб CHS і RHS з використанням роботів більш доцільним і технологічним є спосіб імпульсно-дугового зварювання плавким електродом у

суміші газів (GMAW-P) [12]. Тим не менш даний спосіб зварювання має певні особливості, які не завжди позитивно впливають на процес зварювання. Одним із методів удосконалення процесу імпульсно-дугового зварювання плавким електродом є додаткове використання присаджувального дроту. Це надає можливість збільшити кількість металу в процесі зварювання без збільшення величини зварювального струму. Крім того, для збільшення ефективності формування зварного з'єднання при виконанні кутових швів доцільно використовувати додатковий присаджувальний дріт, підігрітий електричним різнополярним струмом [13]. Таке поєднання плавкого електрода та додаткового підігрітого дроту дає можливість певного збільшення швидкості зварювання кутових швів без збільшення сили струму дуги плавкого електрода, покращення геометрії поверхні швів за рахунок зменшення або повного усунення підрізів, зменшення деформації конструкції шляхом зменшення теплових навантажень при збереженні кількості металу, який залучається до формування шва. Крім того, такий підхід із застосуванням додаткового присаджувального дроту дозволить з мінімальними капітальними витратами удосконалити вже існуючі роботизовані комплекси зварювання плавким електродом.

Отже, для підвищення ефективності виготовлення фермових зварних конструкцій із труб CHS і RHS необхідно застосовувати комплексний підхід, який складатиметься із використанням роботизованого лазерного різання заготовок із сталевих профільних труб та роботизованого зварювання плавким електродом із додатковим підігрітим присаджувальним дротом.

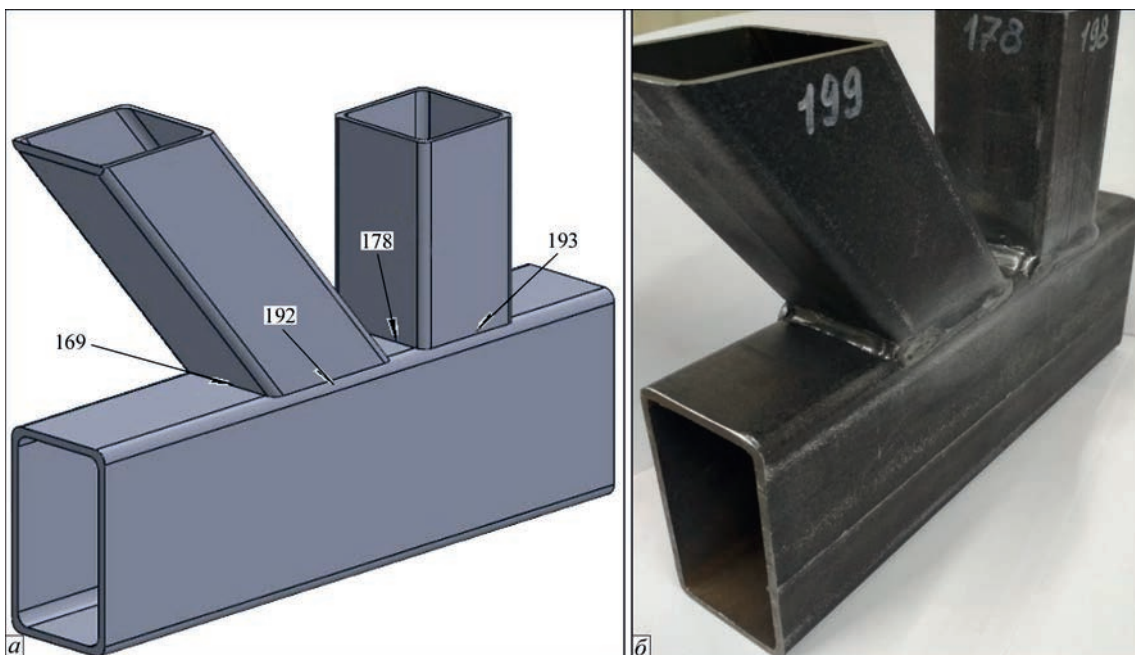


Рис. 1. Зовнішній вигляд вузла фермової конструкції з RHS елементів: а – модель із просторовим розміщенням зварних швів; б – зварений фрагмент

Метою роботи є підвищення ефективності роботизованого виготовлення фрагментів сталевих фермових конструкцій за рахунок застосування прецизійного лазерного різання заготовок із подальшими підготовкою і зварюванням дугою з плавким електродом.

Для досягнення даної мети вирішували наступні задачі: відпрацювання технології прецизійного лазерного різання вуглецевих сталей товщиною до 6 мм; підготовка порізаних заготовок до роботизованого зварювання дугою з плавким електродом; роботизоване зварювання дугою з плавким електродом, у тому числі із додатковим струмопровідним (гарячим) присаджувальним дротом.

Вузли фермових RHS конструкцій виготовляли з профільної труби розміром 60×60 та 120×60 мм з товщиною стінки до 6 мм (рис. 1). За допомогою лазерної різки з цієї труби виготовляли фрагменти довжиною 50...300 мм з прямими і скошеними торцями. Матеріал труби – вуглецева сталь Q235 (аналог сталі Ст3). Дана сталь не схильна до утворення гарячих та холодних тріщин під час GMAW зварювання, тому конструкція не потребує попереднього підігріву та контролю швидкості охолодження після зварювання. В експериментах зі зварювання використовували електродний і присаджувальний дроти марки ER-70S (аналог Св-08Г2С) діаметром 1,0...1,6 мм.

Для виконання технологічних досліджень було створено лабораторний роботизований комплекс (рис. 2), що включав волоконний лазер моделі MFSC-1000 (фірма MAX, КНР) потужністю до 1,0 кВт, промисловий робот Plazer R1 оригінальної розробки із вильотом руки до 1400 мм і вантажопідйомністю до 10 кг, джерело живлення GMAW моделі Fronius TPS 450, джерело живлення підігріву присаджувального дроту моделі EWM Tetrix 421 AC/DC, станцію газопідготовки, зварю-

вальні головки, зварювальний стіл, зварювально-складальне оснащення тощо.

Необхідність застосування прецизійного лазерного різання була пов'язана з тим, що зазвичай при попередньому збиранні вузлів фермових конструкцій на заготівельній ділянці втрачався робочий час на ручну підгонку деталей, необхідність якої виникала через недотримання розмірів виготовлення деталей. Підвищення точності виготовлення деталей до $\pm 0,1$ мм усувало дану проблему.

За допомогою лазерної різальної головки власної розробки (рис. 2, б) було проведено низку експериментів з різання листів вуглецевої сталі, а також сталевих профільних труб (сталь типу Q235) із товщиною стінки $\delta \leq 6$ мм. Найкращі результати було отримано у разі використання стисненого повітря із тиском близько 1,5 МПа при заглибленні фокусу ~ 1 мм під поверхню матеріалу, що розрізають, та відстанню між цією поверхнею і зрізом ріжучого сопла не більше 1,0 мм. При потужності лазерного випромінювання близько 1,0 кВт швидкість різання зменшувалася від 240 до 60 м/год при збільшенні товщини листа від 2,0 до 6,0 мм. Ширина різа становила $\sim 0,3$ мм, крайки були достатньо гладкими, спостерігалася наявність незначного ґрату, який досить легко відділявся (рис. 3). З відповідних профільних труб було вирізано необхідну кількість деталей під подальше зварювання, при цьому точність їх виготовлення склала 0...0,1 мм, що задовільнило вимоги до попереднього збирання вузлів фермових конструкцій.

Наступним етапом було прискорення підготовки порізаних заготовок до роботизованого зварювання. Основною проблемою, що виникала на даному етапі, була втрата часу на процес складання конструкції, її притискання та розбирання притискних пристроїв на роботизованій зварювальній

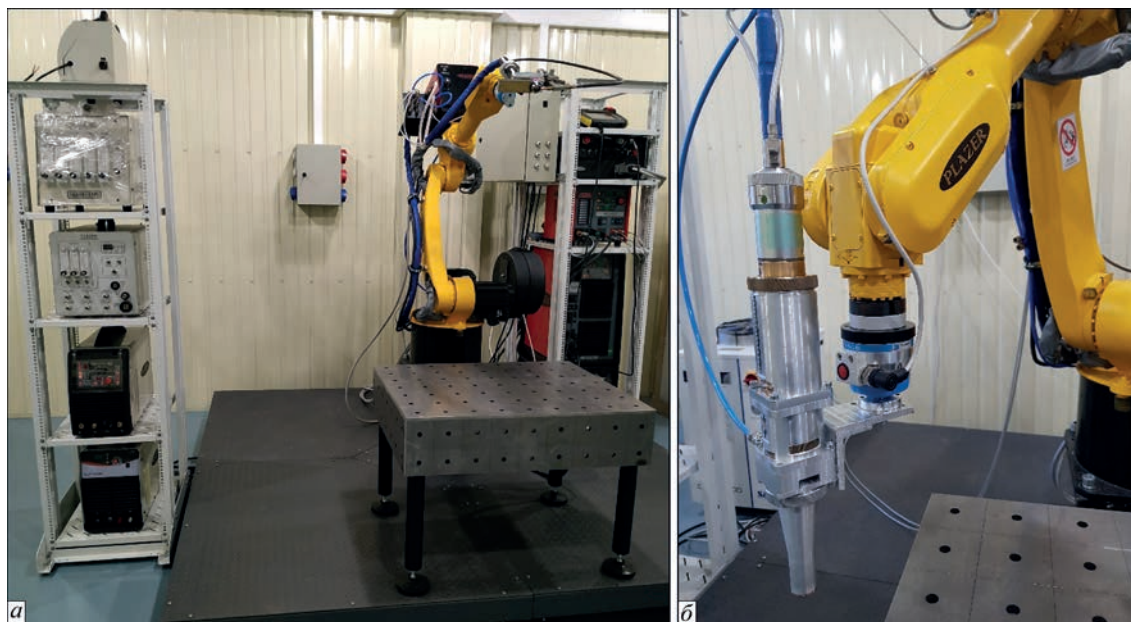


Рис. 2. Зовнішній вигляд лабораторного роботизованого комплексу (а) і головка для лазерного різання (б) в руці робота



Рис. 3. Ширина (а) і крайка (б) лазерного різку профільної труби зі сталі типу Q235 (товщина стінки 5 мм)

ділянці через наявність в конструкції гвинтових притискачів. Для усунення цього недоліку було запропоновано на зварювальну роботизовану ділянку передавати вже попередньо складені за допомогою точкового зварювання елементи конструкції. З цієї метою в ІЕЗ ім. Є.О. Патона розроблено проект ділянки складання під зварювання з універсальним зварювально-складальним оснащенням та відповідною технологією виконання складальних точкових швів. Для роботизованої зварювальної ділянки розроблено проект спрощеного оснащення для швидкої фіксації попередньо складеної під зварювання частини фермової конструкції. Підібрано такий тип притискних пристроїв, які забезпечують мінімальний час встановлення заготовки та її вивільнення після точкового зварювання.

Останньою задачею, яка вирішувалася в межах даної роботи, було роботизоване зварювання дугою з плавким електродом (GMAW). Перша важлива проблема, яка вирішувалася при цьому, була обумовлена наявністю радіуса закруглення в кутових зонах поверхні профільних труб, який призводив до утворення зазору (1,0...1,2 мм) при стикуванні відповідних елементів вузла фермової конструкції. Друга проблема була пов'язана із неможливістю виконувати зварювання на нормальних вильотах електрода (12...16 мм) через близьке розташування елементів конструкції та великого діаметра захисного сопла стандартного пальника, який не дозволяв забезпечити доступ на відстань 12...16 мм до зони зварювання (рис. 4, а). Третя проблема стосувалася потреби зварювання в різних просторових положеннях, оскільки

зварюваний фрагмент фермової конструкції був нерухомим, а GMAW-пальник в руці робота переміщувався із різними кутами нахилу за складною траєкторією.

Для усунення першої із вказаних проблем використали нахил осі пальника на кут 20° відносно умовної площини, яка проходить по осі стику перпендикулярно площині зварюваних деталей. З метою забезпечення виконання зварювання плавким електродом у важко доступних місцях із нормальним вильотом електрода (12...16 мм) було розроблено і застосовано модифікований пальник із звуженою сопловою частиною, яка здатна забезпечити виконання зварювання при відстані між боковими стінками порядку 13...14 мм (рис. 4, б). Для усунення третьої проблеми застосували адаптивне регулювання зварювального струму в залежності від напрямку просторового переміщення – у разі зварювання на підйом струм дещо зменшували, на спуск збільшували тощо. Така схема роботизованого зварювання актуальна для виготовлення фермових конструкцій із сталевих RHS труб, але більшою мірою – для конструкцій із CHS труб, оскільки у разі вварювання однієї круглої труби в іншу пальник необхідно переміщувати за сідлоподібною траєкторією.

За допомогою роботизованого експериментального комплексу проводилися технологічні дослідження зі зварювання заздалегідь порізаних лазерним способом елементів профільних труб зі сталі Q235 із товщиною стінки $\delta = 4$ мм в захисті газової суміші $82\%Ar + 18\%CO_2$. Зварюванням GMAW виконували стикові і таврові (кутові) з'єднання при витраті захисного газу близько

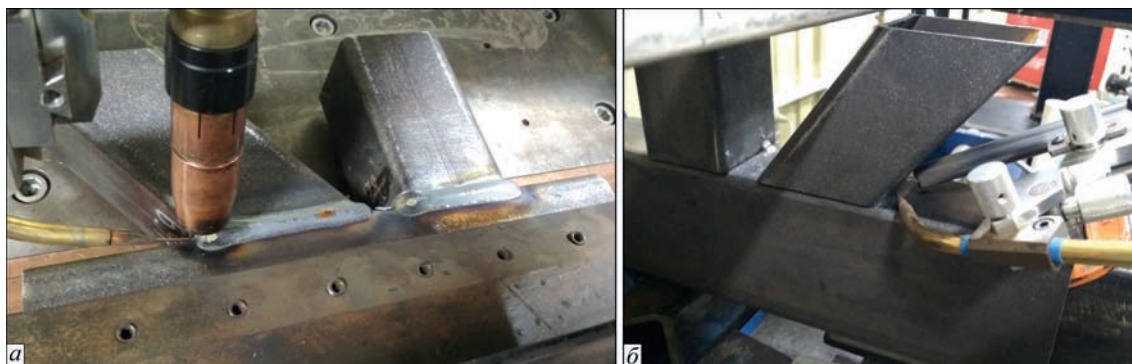


Рис. 4. Застосування стандартного пальника (а) і модифікованого пальника із звуженою сопловою частиною (б) для зварювання вузла фермової конструкції

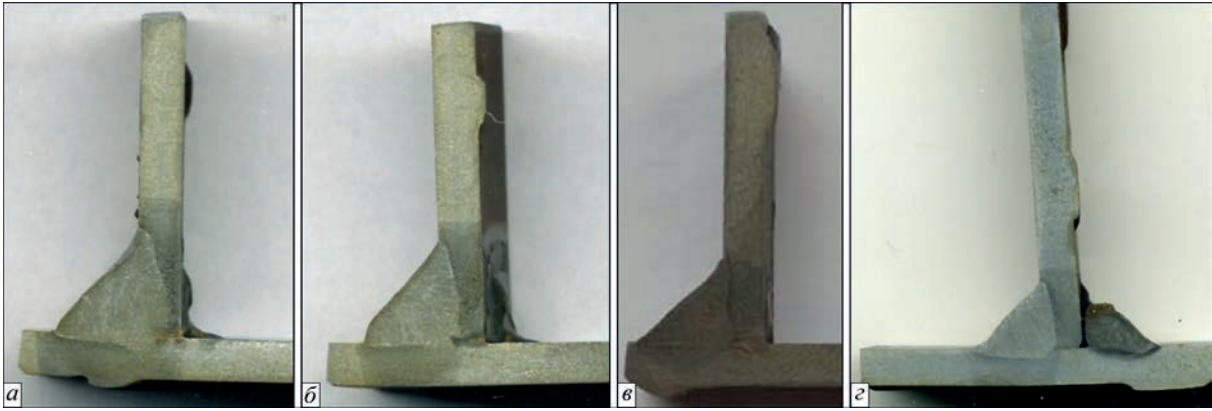


Рис. 5. Макроструктури зразків з поперечним перетином кутових швів (зліва), виконаних на зібраних на прихватках (справа) зразках зі сталі Q235 ($\delta = 4$ мм): а – GMAW без присадки; б, в – GMAW з холодною присадкою; з – GMAW з гарячою присадкою

20 л/хв. Дослідження проводили як для випадку звичайного GMAW, так і з додатковим присаджувальним дротом (рис. 4). Додатковий дріт подавали спереду назад у напрямку руху (зварювання) зі зміщенням щодо електрода вперед по ходу руху на відстань 2...5 мм. Дріт подавали як без, так і з підігрівом. При цьому для підігріву використовували як постійний, так і різнополярний струм. Постійний струм сприяв відхиленню зварювальної дуги і погіршував результат зварювання. Тому для підігріву додаткового присаджувального дроту використовували симетричні різнополярні імпульси із струмом $I_{HW} = 50 \dots 100$ А при напрузі $U_{HW} = 10 \dots 15$ В, електрична потужність лежала в межах від 500 до 1500 Вт при частотах від 75 до 100 Гц.

Спочатку було підібрано режим звичайного GMAW зварювання зі швидкістю 27...30 м/год за критерієм формування якісних швів без підрізів. Дослідження показали, що в цьому випадку проплавлення стінки зварюваних деталей становило порядку 50 % товщини (рис. 5, а). З метою збільшення продуктивності зварювання було збільшено швидкість на 40 % із одночасним збільшенням зварювального струму, але при цьому значно по-

гіршилося формування швів, з'явилися підрізи. Тому швидкість зменшили до початкової величини і водночас добавили присаджувальний дріт. При цьому формування швів стало задовільним, але зменшилося проплавлення (до 10...20 % від товщини стінки) і не збільшилася продуктивність (рис. 5, б). У разі спроби підвищити швидкість зварювання на 40...50 % спостерігалася несплавлення металу шва із основним металом (рис. 5, в). Введення підігріву присаджувального дроту посприяло формуванню якісних швів без підрізів із задовільною (не менш 30 %) глибиною провару стінки основного металу (рис. 5, з). При цьому швидкість зварювання збільшилася до 1,5 разів порівняно із звичайним GMAW зварюванням.

Аналіз одержаних з'єднань за такими показниками, як формування швів і їх міцність, показав, що звичайне GMAW зварювання і GMAW зварювання із додатковим струмопровідним (гарячим) дротом знаходяться приблизно на однаковому рівні. Проте, крім продуктивності, GMAW зварювання із гарячим дротом відрізняється зменшеним розбризкуванням і приблизно на 25 % меншою протяжністю зварювальної ванни (рис. 6).

Висновки:

1. Для підвищення продуктивності роботизованого виготовлення фрагментів фермових конструкцій із сталевих RHS труб запропоновано виготовлення заготовок прецизійним лазерним різанням із подальшою збіркою фрагментів точковими прихватками і шовним зварюванням дугою з плавким електродами із струмопровідним (гарячим) присаджувальним дротом.

2. Лазерне різання із потужністю випромінювання $\sim 1,0$ кВт і піддувом стисненого повітря тиском 1,5 МПа дозволяє отримувати готові для подальшого зварювання елементи RHS конструкцій з точністю 0...0,1 мм. При цьому стінки товщиною 2,0...6,0 мм розрізали зі швидкістю 240...60 м/год, а ширина різа становила $\sim 0,3$ мм.

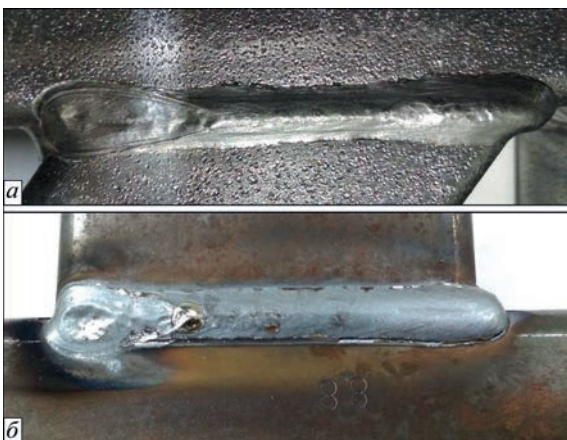


Рис. 6. Зовнішній вигляд швів, отриманих на зразках вузла фермової конструкції з RHS елементів (стал Q235): а – звичайне GMAW; б – GMAW з гарячою присадкою

3. Для роботизованого виготовлення фермових конструкцій із сталевих CHS і RHS труб розроблена схема зварювання нерухомих фрагментів таких конструкцій пальником, що переміщується рукою робота в різних просторових положеннях, яка відрізняється адаптивним регулюванням струму зварювання залежно від просторового положення пальника із подачею гарячого присаджувального дроту спереду назад по ходу зварювання.

4. Для здійснення процесу зварювання дугою з плавким електродом із гарячим присаджувальним дротом створено спеціалізований пальник (звужене сопло), що забезпечує виконання зварювання у важкодоступних місцях із нормальним вильотом електрода (12...16 мм) при відстані між боковими стінками порядку 13...14 мм.

5. Встановлено, що у разі застосування зварювання дугою з плавким електродом із гарячим присаджувальним дротом швидкість підвищується в ~1,5 рази порівняно зі звичайним зварюванням дугою з плавким електродом. При цьому для підігріву дроту доцільно використовувати симетричні різнополярні імпульси струму потужністю 500...1500 Вт із частотою 75...100 Гц.

Список літератури/References

1. Radu, D., Radu, B. (2014) Truss beams welded joints strengthening solutions. 41th anniversary faculty of civil engineering subotica. *International Conference «Contemporary achievements in civil engineering»*, 24 April 2015, Subotica, Serbia, pp. 261–269. DOI: <https://doi.org/10.14415/konferencijaGFS.2015.033>.
2. Патон Б.Е., Лобанов Л.М., Терещенко В.И. и др. (1994) Роботизированное производство сварных ферм для перекрытий промышленных зданий. *Автоматическая сварка*, 12, 26–29.
Paton, B.E., Lobanov, L.M., Tereshchenko, V.I. et al. (1994) Robotic production of welded trusses for industrial building overlaps. *Автоматич. Сварка*, 12, 26–29 [in Russian].
3. Casper, H.-J. (2014) The First Fully Welded Integral Tube-Truss Bridge of Germany. Petzek E., Bancila R. (Eds) *The Eight International Conference «Bridges in Danube Basin»*. Springer Vieweg, Wiesbaden, pp. 163–172. DOI: https://doi.org/10.1007/978-3-658-03714-7_11.
4. Radu, D., Galatanu, T. (2016) Optimization solutions for truss beams elements welded joints. *4th International Conference «Contemporary achievements in civil engineering»*, 22 April 2016, Subotica, Serbia, pp. 105–111. DOI: <https://doi.org/10.14415/konferencijaGFS.2016.009>.
5. Zhao, X.L., Tong, L.W. (2011) New Development in Steel Tubular Joints. *Advances in Structural Engineering*, 14, 4, 699–715. DOI: <https://doi.org/10.1260/1369-4332.14.4.699>.
6. Cheav Por Chea, Yu Bai, Xuebei Pan et al. (2020) An integrated review of automation and robotic technologies for structural prefabrication and construction. *Transportation Safety and Environment*, 2, 2, 81–96. DOI: <https://doi.org/10.1093/tse/tdaa007>.
7. Yang, W., Lin, J., Gao, N., Yan, R. (2018) Experimental Study on the Static Behavior of Reinforced Warren Circular Hollow Section (CHS) Tubular Trusses. *Appl. Sci.*, 8(11), 2237, 1–22. DOI: <https://doi.org/10.3390/app8112237>.
8. Grinyuk, A.A., Korzhik, V.N., Shevchenko, V.E. et al. (2015) Main tendencies in development of plasma-arc welding of aluminium alloys. *The Paton Welding J.*, 11, 31–41. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj.2015.11.04>.
9. Korzyk, V., Khaskin, V., Perepychay, A. et al. (2020) Forecasting the results of hybrid laser-plasma cutting of carbon steel. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 2/1(104), 6–15. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2020.198433>.
10. Kumar, H., Ganesh, P., Kaul, R. et al. (2006) Laser welding of 3 mm thick laser-cut AISI 304 stainless steel sheet. *J. of Materi Eng and Perform*, 15, 23–31. DOI: <https://doi.org/10.1361/105994906X83385>.
11. Chuangwen, Xu, Jianming, Dou, Yuzhen, Chai et al. (2018) The relationships between cutting parameters, tool wear, cutting force and vibration depth can improve productivity and control cutting force and vibration. *Advances in Mechanical Engineering*, 10(1), 1–14. DOI: <https://doi.org/10.1177/1687814017750434>.
12. Praveen, P., Yarlagadda, P.K.D.V., Kang, M.J. (2005) Advancements in pulse gas metal arc welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 164–165, 1113–1119. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.02.100>.
13. Spaniol, E., Trautmann, M., Ungethüm, T. et al. (2020) Development of a highly productive GMAW hot wire process using a two-dimensional arc deflection. *Weld World*, 64, 873–883. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40194-020-00880-9>.

IMPROVING THE EFFICIENCY OF ROBOTIC FABRICATION OF STEEL TRUSS WELDED STRUCTURES

V.M. Korzyk¹, A.A. Grynyuk¹, V.Yu. Khaskin¹, Ye.V. Illiashenko¹, I.M. Klochkov¹, O.V. Ganushchak, Yu Xuefen², Liuyi Huang²

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

²Zhejiang Academy of Special Equipment Science, 310016, Jiangnan District, Hangzhou, Zhejiang, 211, Kaixuan Road.

It is shown that to increase the productivity of robotic fabrication of fragments of steel truss RHS (Rectangular Hollow Section) structures it is advisable to make workpieces by precision laser cutting with subsequent assembly of fragments by point tack and consumable-arc seam welding with current-carrying (hot) filler wire. Laser cutting with radiation power of ~1.0 kW and compressed air blowing at the pressure of 1.5 MPa allows obtaining ready for further welding elements of RHS structures with the accuracy of 0...0.1 mm. It is established that in the case of application of consumable-arc welding with hot filler wire, the speed increases by ~1.5 times compared to conventional consumable-arc welding 13 Ref., 6 Fig.

Key words: laser cutting, welding, consumable electrode arc, current-carrying filler wire, angle joints, carbon steel, structures

Надійшла до редакції 26.04.2021

ПІДВИЩЕННЯ ПРОДУКТИВНОСТІ СЛП-ПРОЦЕСУ ШЛЯХОМ РЕГУЛЮВАННЯ ДІАМЕТРА ФОКУСНОЇ ПЛЯМИ ПРОМЕНЮ ЛАЗЕРНОГО ПУЧКА

С.В. Аджамський¹, Г.А. Кононенко^{1,2}, Р.В. Подольський^{1,2}

¹LLC «Additive Laser Technology of Ukraine». 49000, м. Дніпро, вул. Рибинська, 144.

E-mail: info@alt-print.com

²Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України. 49000, м. Дніпро, пл. Академіка Стародубова, 1.

E-mail: office.isi@nas.gov.ua

Селективне лазерне плавлення (СЛП) – один з сучасних методів адитивного виробництва, який дозволяє створювати з металевого порошку деталі високої щільності з унікальною геометрією. Для підвищення продуктивності СЛП-процесу бажаним є збільшення ширини ванни розплаву, оскільки це дозволить збільшити відстань між проходами лазера і за менший проміжок часу буде побудовано більший об'єм. Однак формування зовнішньої поверхні крупними треками призведе до підвищення її шорсткості, що може суттєво знизити загальну надійність виробу. Для підвищення якості поверхні необхідно зменшувати розміри ванн розплаву, наприклад, зменшенням діаметра фокусної плями лазера. Було досліджено зразки, виготовлені при різних діаметрах фокусної плями з застосуванням однакової потужності лазера. За результатами аналізу технологічних параметрів процесу встановлено, що для підвищення продуктивності СЛП-процесу друк основного тіла виробу може виконуватись при збільшеному діаметрі фокусної плями променю лазерного пучка, а для забезпечення високої якості поверхні друк контурної частини (оболонки) повинен проводитись більш локалізованою фокусною плямою. Відповідно до перерозподілу енергії по перерізу променю відбувається зміна конфігурації ванни розплаву, а відповідно і треку. Встановлено, що для того, щоб уникнути формування глибокого переплавлення через високу концентрацію енергії в центрі променю необхідно знижувати потужність лазера. Бібліогр. 29, рис. 6.

Ключові слова: селективне лазерне плавлення, технологічні фактори, система якості, AISI 316L, питома лінійна енергія

Адитивне виробництво (АВ) як спосіб виготовлення деталей набуває все більшого значення в останні роки [1]. Селективне лазерне плавлення (СЛП) – це процес АВ, що складається з трьох основних етапів: 1 – нанесення шару порошку товщиною від 20 до 50 мкм на будівельну платформу; 2 – плавлення шару порошку лазерним джерелом на основі раніше імпортованих даних 3D-CAD моделей; 3 – опускання будівельної платформи і повторний запуск в точці 1. Порошок зазвичай наноситься полімерним або гумовим скребком. СЛП дозволяє створювати з металевого порошку деталі високої щільності з унікальною геометрією. Крім того, СЛП, завдяки можливості повторного використання нерозплавленого металевого порошку, є практично безвідходною технологією [2, 3]. І потрібний лише невеликий обсяг подальшої обробки (полірування, піскоструминна обробка, термообробка) деталей, виготовлених адитивним способом, так що дорогі процеси з доданою вартістю можуть бути зведені до мінімуму [4]. Дослідження останніх двох десятиліть в основному були зосереджені на дослідженні впливу різних параметрів процесу на його стабільність і результуючу мікроструктуру і властивості матеріалів [5–7].

Дослідження Гу з співавторами (Gu et al.) [8] при дослідженні нержавіючої сталі продемон-

стрували, що такі параметри, як потужність лазера і швидкість сканування впливають по-різному на пористість і еволюцію мікроструктури. Ян і співавтори (Yang et al.) [9] експериментально показали, що якість виробу в першу чергу залежить від швидкості сканування, потужності лазера і товщини шару. У статистичному дослідженні відносна важливість кожного параметра процесу була вивчена і встановлено, що швидкість сканування є параметром, який впливає найбільш інтенсивно [9]. Низька швидкість сканування забезпечує повне плавлення частинок і щільну структуру, проте продуктивність процесу значно знижується. При дуже низьких швидкостях сканування нестабільність ванни розплаву викликає нерівномірне плавлення уздовж кожного треку, що призводить до високої шорсткості поверхні і великої об'ємної пористості через ефект кулькоутворення [10, 11]. На високих швидкостях сканування короткочасна взаємодія між матеріалом і променем лазера викликає утворення вузьких ванн розплаву, що так само призводить до підвищеної шорсткості поверхні [11]. Крім того, дуже висока швидкість сканування може сприяти збільшенню пористості, а також утворенню термічних тріщин внаслідок високих швидкостей охолодження [12]. Згідно результатів [13], при високій щільності ла-

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

Подольський Р.В. – <https://orcid.org/0000-0002-0288-0641>

© С.В. Аджамський, Г.А. Кононенко, Р.В. Подольський, 2021

зерної енергії досягається крупніша і з більш високою температурою ванна розплаву. А досить велика ванна розплаву призводить до хорошого розподілу розплаву і до повністю щільного друку.

Таким чином, пошук оптимальної швидкості сканування є компромісом між продуктивністю і якістю процесу побудови.

Не лише параметри процесу вдосконалювались, але й обладнання для реалізації СЛП-процесу зазнало суттєвих змін. Сучасні 3D технології розглядають різні можливості зміни технологічного процесу вирощування деталей для збільшення продуктивності обладнання зі збереженням високої якості виробів. Сучасні напрямки вдосконалення технологічних аспектів СЛП включають підвищення швидкості процесу за допомогою змінної вихідної камери, замкнутий контроль обробки порошку, автоматизоване просіювання порошку, багат шаровий одночасний друк, дві осі покриття та багатопорошкові бункери [14]. Деякі компанії також пропонують систему управління порошком із замкнутим циклом та знімні циліндри як нові вдосконалення для збільшення швидкості виробництва [15–18]. Круглі платформи запобігають розпорошенню порошку і не потребують заповнення або вивантаження порошку протягом усього будівельного циклу, навіть при друку на повну потужність [19–21]. Це забезпечує однорідний процес побудови, скорочує час оператора та забезпечує високий рівень безпеки системи. У деяких нових машинах застосовують автоматичне просіювання та рециркуляцію порошку, щоб значно скоротити час виробництва. Завдяки автоматизації процесу просіювання та рециркуляції порошку скорочується час ручної праці, що також підвищує продуктивність процесу [22, 23].

При збільшенні габаритів побудови виникає достатньо велика кількість технологічних обмежень, одним з яких є ускладнена робота кінематичної системи. При високому навантаженні на платформу побудови точність позиціонування самої платформи повинна сягати декількох мікрон, а її горизонтальність та паралельність відносно базової станини не повинна перевищувати показник в декілька секунд. Фізика процесу та фізичні властивості системи сканування не дозволяють значно підвищувати швидкість сканування лазерного променя і разом з ним питому потужність. Збільшуючи розміри платформи побудови, прямо пропорційно збільшується і час побудови. Для вирішення даної проблеми більшість виробників машин лазерного друку металом збільшують кількість скануючих систем в поєднанні зі збільшенням кількості джерел лазерного випромінювання до 2, 4, 8 а іноді і до 12 окремих систем, що сканують одне робоче поле. На підставі аналізу сучасних 3D принтерів світових виробників було побудовано порівняльну гістограму продуктивності процесу (рис. 1).

Основним завданням при розвитку СЛП-технології є отримання якісно виготовлених деталей, але для підвищення продуктивності обладнання необхідно зменшення витраченого часу на побудову. Необхідний пошук компромісних рішень, або застосування принципово нових підходів до формування окремих елементів деталі.

Одним з шляхів підвищення якості деталі є зменшення ванни розплаву, оскільки подрібнюються елементи структури, що призводить до підвищення комплексу властивостей, та суттєво знижується шорсткість поверхні виробу. Однак при малому розмірі ванни розплаву відбувається збільшення часу виготовлення, що призводить до зниження продуктивності СЛП-процесу.

Велика ванна розплаву дозволяє підвищити продуктивність виробництва, але це призведе до підвищення шорсткості поверхні виробу, а при більшій за оптимальну енергії, що підводиться, можуть виникати умови для випаровування підкладки або порошку, що призведе до утворення пор і збільшення загальної пористості матеріалів [24].

При одній і тій самій товщині робочого шару час, необхідний для заповнення певної площі шару виробу, пропорційно зменшується зі збільшенням ширини ванни, наприклад: при ширині ванни 50 мкм з урахуванням перекриття треків на 30 % для заповнення площі розмірами 0,1 мм×0,1 мм необхідно виконати 28 скануючих проходів променю лазера, а при ширині треку 200 мкм при тих самих умовах необхідно виконати 7 проходів, витративши при цьому у 4 рази менше часу.

Новим вирішенням завдання є застосування різного фокусного діаметра для виготовлення окремих ділянок деталі.

Мета роботи: розробка технологічних підходів для підвищення продуктивності СЛП-процесу при забезпеченні високої якості поверхні виробів.

Матеріал і методика досліджень. Згідно з сучасними тенденціями LLC «Additive laser Technology Ukraine» було розроблено машину для

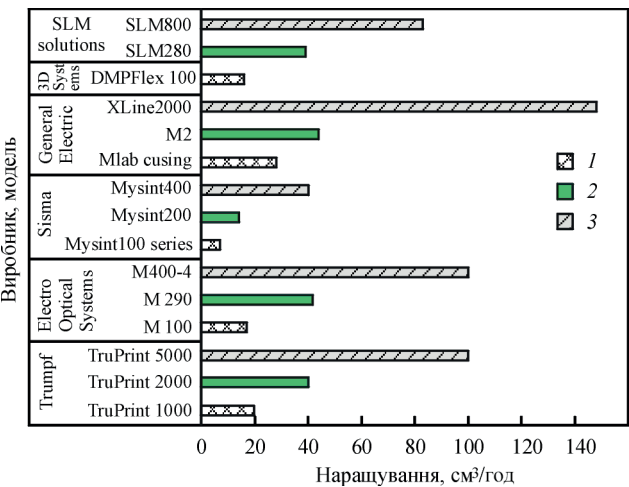


Рис. 1. Норми вирощування деталей в машинах світових виробників: невеликих машин (1), середніх машин (2) та важких машин (3)

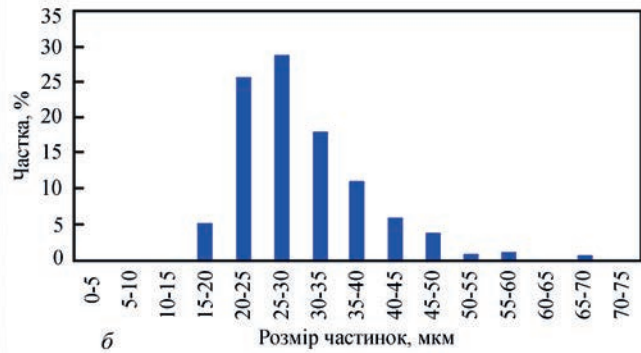
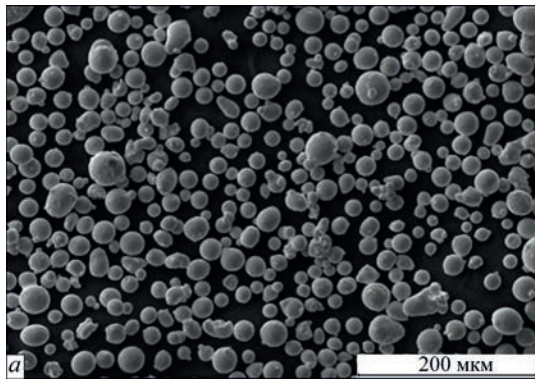


Рис. 2. Частинки вихідного матеріалу 316L ($\times 200$) (а) та результати гранулометричного аналізу (б)

3D друку ALFA-280 з двома скануючими системами, кожна з яких може працювати при різних значеннях фокусної плями сканування. Розмір робочої камери вказаного обладнання $280 \times 280 \times 300$ мм, що дозволяє віднести її до середніх машин.

Дослідження проводились на зразках, виготовлених з порошкового матеріалу. Друк зразків проводився на 3D принтері Alfa-280 виробництва компанії ТОВ «АЛТ Україна» [24]. Матеріалом, використаним в цьому дослідженні, була нержавіюча сталь аустенітного класу 316L з розміром частинок від 10 до 45 мкм. Хімічний склад порошку 316L, мас. %: 17,79 Cr; 12,63 Ni; 2,35 Mo; 0,78 Mn; 0,64 Si; 0,016 C.

Вихідний матеріал був досліджений за допомогою растрового електронного мікроскопа РЕМ-106 (рис. 2, а) для визначення форми і розмірів частинок. На рис. 2, б наведено результати аналізу.

Фіксація розподілу енергії по перерізу променю лазера з різним діаметром фокусної плями проводилась в програмі BeamGage Standard.

Були виготовлені дослідні зразки кубічної форми ($10 \times 10 \times 10$ мм) з застосуванням різного діаметра фокусної плями. При виготовленні деталей було застосовано схему, представлену на рис. 3.

Поверхневий шар (оболонка) товщиною 1 мм був створений з використанням режимів, відмін-

них від застосованих для основного тіла зразка. Режим сканування оболонки: діаметр фокусної плями 75 мкм, швидкість сканування 1000 мм/с, потужність 200 Вт, відстань між проходами сканування 0,13 мм. Для формування зони основного тіла застосовували різні режими побудови з різним діаметром фокусної плями в діапазоні 100...250 мкм з кроком 50 мкм. При цьому використовувалась постійна швидкість сканування 1000 мм/с, потужність 350 Вт, відстань між проходами сканування 0,17 мм.

На підставі попередніх досліджень стратегії побудови контурів зразка [25] було встановлено, що черговість початку друку границь та основного тіла не грає велику роль на швидкість побудови та якість виготовлення. Тому в даній роботі було обрано схему побудови основне тіло – границя зразка.

Результати досліджень. Конфігурація ванни розплаву однієї доріжки являє собою дугу, така форма є наслідком розподілу енергії по перерізу лазерного променя по Гаусу. Форму і перекриття ванн розплаву видно в мікроструктурі виробу, отриманого за допомогою СЛП [13, 24–26]. Невеликі дендритні і комірчасті структури з розміром структурних елементів в кілька мікрометрів виявляються в межах кожного треку [24]. Для аналітичного ви-

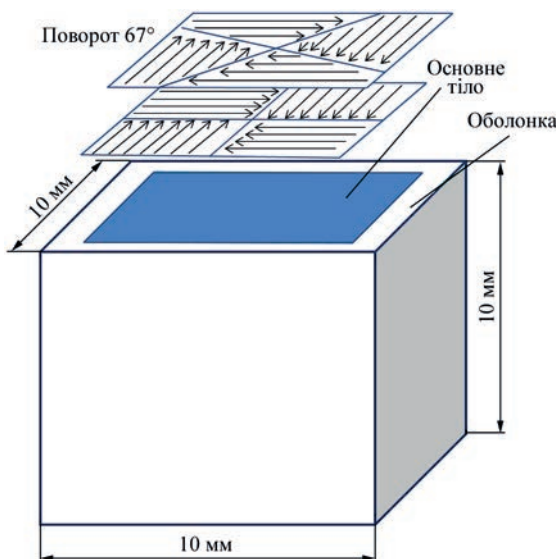


Рис. 3. Схема стратегії будування досліджуваних зразків зі сплаву AISI 316L

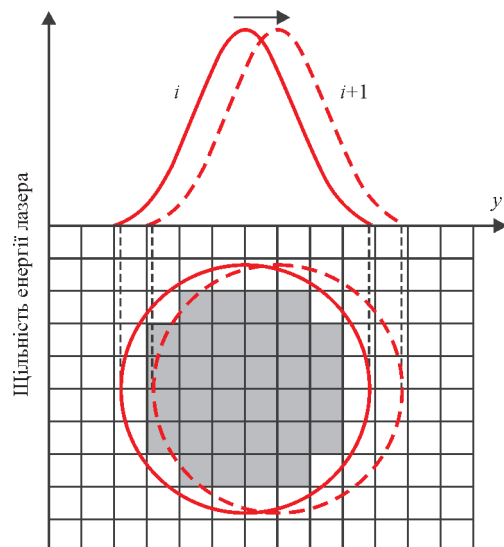


Рис. 4. Схема моделі джерела тепла, що рухається (діаграма сітки) [28]

значення параметрів треку розповсюджена методика розрахунку за формулою Розенталя [27].

Але дана модель включає розрахунок локального нагріву лише по одиничному треку. В умовах реального процесу наявний вплив тепла від сусіднього побудованого треку. На основі цього проводиться моделювання з застосуванням методу кінцевих елементів. На підставі даного методу проводили розрахунок ряд вчених [28, 29], дана модель створена для двовимірної системи координат з переходом T^{i+1} (рис. 4) з фіксованими показниками фокусної плями та товщиною робочого шару.

Розрахунок проводився на підставі диференціального методу Фур'є, який базується на заміненні функцій $T(x, y)$ сіткової функції $T_{(i, k)}^j$, де (I, K) – нумерація вузлових двовірних сіток за умови рівномірної сітки (крок по x дорівнює кроку по y). Розподіл температур у кожному вузлі сітки визначається наступною формулою:

$$T_{i, k}^j = \frac{T_{i, k}^{j-1} + T_{i-1, k}^{j-1} + T_{i, k+1}^{j-1} + T_{i, k-1}^{j-1}}{4}. \quad (1)$$

Температурне поле кожного моменту часу розраховувалося за допомогою двох шаблонів. Перший шаблон відображає початковий момент часу. Цей розподіл температури описується з використанням граничних умов першого роду, тобто задається температура на поверхні порошкового шару, яка дорівнює температурі навколишнього середовища. Другий шаблон використовується для розра-

хунку температур у наступний момент часу $(J + 1)$ на основі формули (1). Результати розрахунку розподілу температур для різних діаметрів фокусної плями променю при постійній потужності 200 Вт наведено на рис. 5. Можна бачити, що при малому діаметрі фокусної плями підвищення щільності енергії в центрі променю призводить до нагрівання порошку до значно вищої температури, що може викликати зниження щільності металу готового виробу за умови глибокого проплавлення. З урахуванням цього, при зменшенні діаметра променю необхідно коригувати потужність лазера для забезпечення високої якості виробів.

За результатами розрахунку показано, що зменшення діаметра фокусної плями призводить до перерозподілу енергії по перерізу променю, збільшенню концентрації енергії в центрі фокусної плями та підвищенню градієнта по периферійним зонам. При збільшенні діаметра фокусної плями (дефокусуванні) в центральній частині променю зменшується концентрація енергії.

Також з аналізу результатів розрахунку видно, що при будівництві основного тіла деталі з застосуванням більшого діаметра фокусної плями будуть формуватися треки більшої ширини, тому може бути витрачено менше часу на будівництво виробу в цілому.

На рис. 6 представлено результати металографічного аналізу дослідних зразків та схематичне зображення схеми побудови зовнішнього шару (оболонки) та основного тіла зразка.

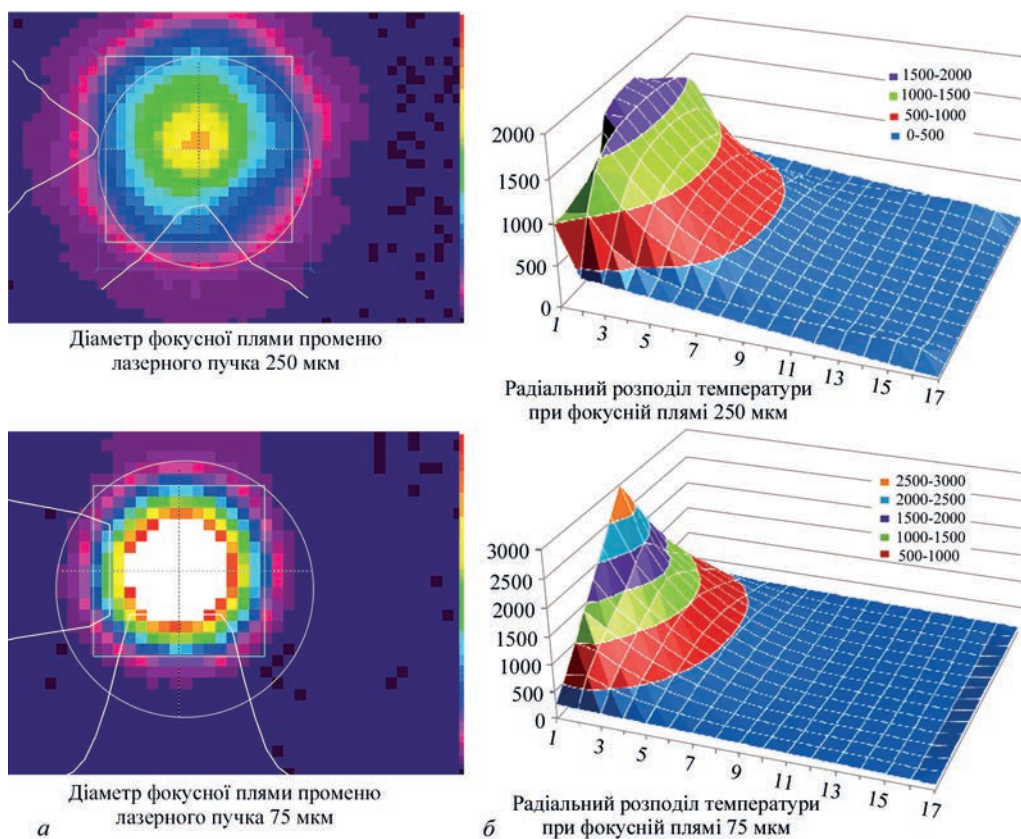


Рис. 5. Розподіл енергії по перерізу променю лазерного пучка з різним діаметром фокусної плями (а), результати розрахунку розподілу температури для різних діаметрів фокусної плями променю лазерного пучка при постійній потужності 200 Вт та товщині шару 40 мкм (б)

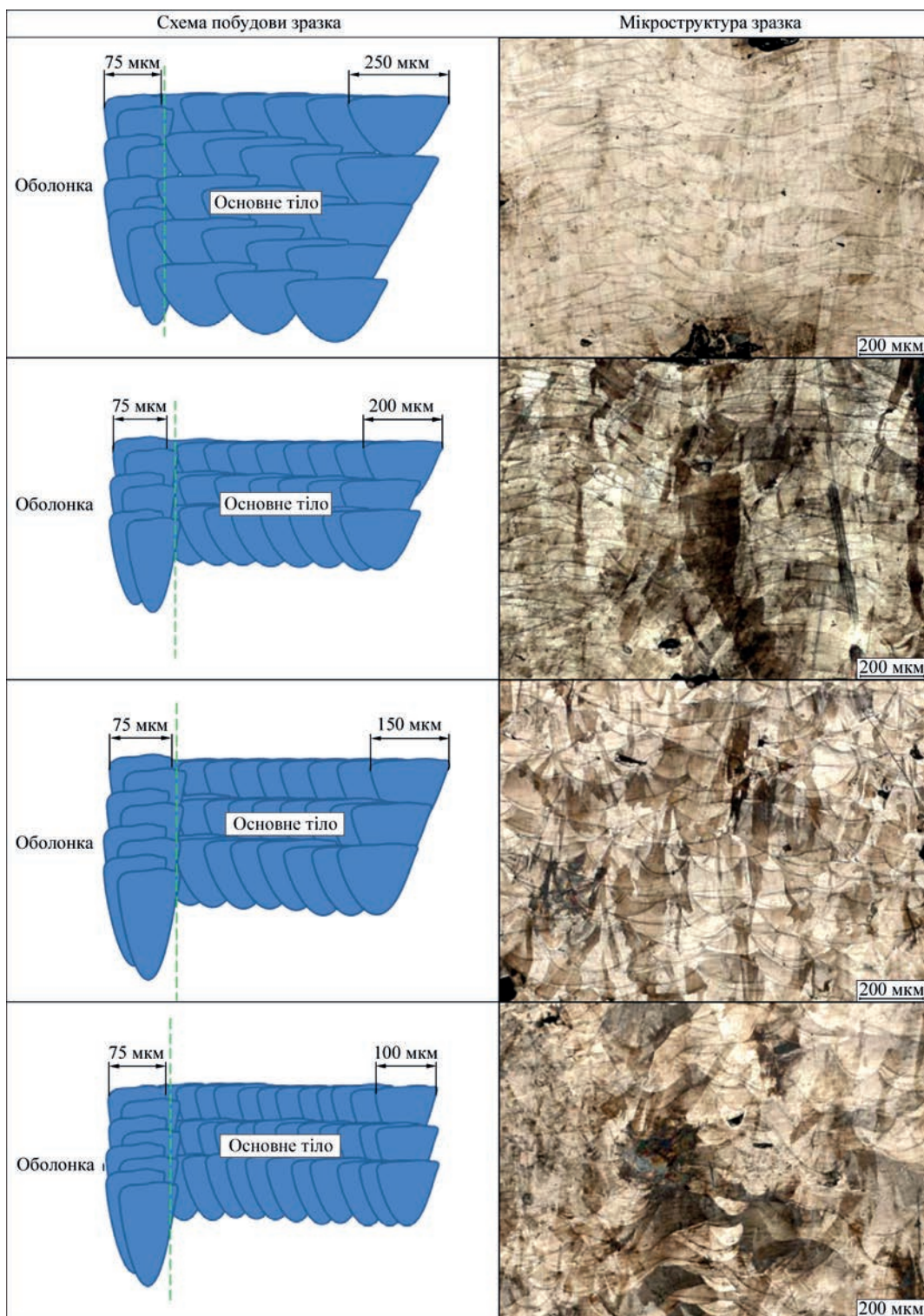


Рис. 6. Схема формування та мікроструктура зразків, виготовлених за СЛП-технологією з різним діаметром фокусної плями променя лазерного пучка

При металографічному дослідженні зразків встановлено, що необхідно коригувати потужність лазера зі зміною діаметра фокусної плями променю лазера для досягнення високої щільності металевих виробів, виготовлених за СЛП-технологією.

Висновки

1. Виконано аналіз сучасного обладнання для реалізації СЛП-процесу. Показано, що для серед-

ніх і важких машин одним з напрямків підвищення продуктивності процесу є збільшення кількості джерел лазерного випромінювання і окремих систем, що сканують одне робоче поле.

2. За результатами аналізу технологічних параметрів процесу встановлено, що для підвищення продуктивності СЛП-процесу друк основного тіла виробу може виконуватись при збільшеному діаметрі фокусної плями променю лазерного пучка,

а для забезпечення високої якості поверхні друк контурної частини (оболонки) повинен проводитись більш локалізованою фокусною плямою.

3. Показано, що необхідно коригувати потужність лазерного пучка при зміні діаметра фокусної плями променю лазерного пучка для досягнення високої щільності металевих виробів, виготовлених за СЛП-технологією.

Список літератури / References

- Frazier, W.E. (2014) Metal additive manufacturing: a review. *Journal of Materials Engineering and performance*, 23, 6, 1917–1928.
- Huang, R. et al. (2016) Energy and emissions saving potential of additive manufacturing: the case of lightweight aircraft components. *Journal of Cleaner Production*, 135, 1559–1570.
- Ford, S., Despeisse, M. (2016) Additive manufacturing and sustainability: an exploratory study of the advantages and challenges. *Journal of cleaner Production*, 137, 1573–1587.
- Conner, B.P., Manogharan, G.P., Martof, A.N. et al. (2014) Making sense of 3-D printing; creating a map of additive manufacturing products and services, *Additive Manufacturing*, 1–4, 64–74.
- Liverani, E. et al. (2017) Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 249, 255–263.
- Yadroitsev, I. et al. (2013) Energy input effect on morphology and microstructure of selective laser melting single track from metallic powder. *Journal of Materials Processing Technology*, 213, 4, 606–613.
- Yadollahi, A. et al. (2015) Effects of process time interval and heat treatment on the mechanical and microstructural properties of direct laser deposited 316L stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 644, 171–183.
- Kamath, C. (2016) Data mining and statistical inference in selective laser melting. *Int. J. Adv. Manuf Technol.*, 86, 1659–1677.
- Sames, W.J., List, F., Pannala, S. et al. (2016) The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. *Int. Mater. Rev.*, 61, 315–360.
- Kempen, K., Thijs, L., Yasa, E. et al. (2011) Process optimization and microstructural analysis for selective laser melting of AISi10Mg. *Solid Freeform Fabrication Symposium*, 22, 484–495.
- Kamath, C., Eldasher, B., Gallegos, G.F. et al. (2014) Density of additively-manufactured, 316L SS parts using laser powder-bed fusion at powers up to 400 W. *Int. J. Adv. Manuf Technol.*, 74, 65–78.
- Amato, K.N., Gaytan, S.M., Murr, L.E. et al. (2012) Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting. *Acta Mater.*, 60, 2229–2239.
- Аджамський С.В., Кононенко А.А., Подольський Р.В. (2020) Двумерное моделирование нестационарного температурного поля единичного трека из жаропрочного сплава INCONEL 718. *Матеріали всеукраїнської науково-методичної конференції «Проблеми математичного моделювання»*, 1, 42–45 Режим доступу: https://www.dstu.dp.ua/uni/downloads/material_konf_traven_%202020.pdf.
- Adzhamskyi, S.V., Kononenko, A.A., Podolskyi, R.V. (2020) 2D modeling of nonstationary temperature field of simple track of heat-resistant alloy Inconel 718. In: *Proc. of All-Ukrainian Scientific-Methodical Conf. on Problems of Mathematical Modeling*, 1, 42–45 [in Ukrainian]. https://www.dstu.dp.ua/uni/downloads/material_konf_traven_%202020.pdf.
- Khorasani, A., Gibson, I., Kozhuthala, J. Veetil, Ghasemi, A.H. (2020). A review of technological improvements in laser-based powder bed fusion of metal printers. *Int. J. Adv. Manuf Technol.* 2020. Vol. 108. P. 191–209.
- SLM Solutions (2019) SLM MACHINES. Last modified March 20, 2019, accessed March 21, 2019. <https://slm-solutions.com/products/machines>
- Akbari, M., Kovacevic, R. (2019) Closed loop control of melt pool width in robotized laser powder-directed energy deposition process. *Int. J. Adv. Manuf Technol.*, 1–12.
- Shrestha, R., Shamsaei, N., Seifi, M., Phan, N. (2019) An investigation into specimen property to part performance relationships for laser beam powder bed fusion additive manufacturing. *Addit Manuf*, 29, 100807.
- Urhal, P., Weightman, A., Diver, C., Bartolo, P. (2019) Robot assisted additive manufacturing: a review. *Robot Comput Integr Manuf*, 59, 335–345.
- SISMA (2019) LMF «laser metal fusion» technology, last modified March 20, 2019, accessed March 21, 2019. <https://www.sisma.com/en/additive-manufacturing/>
- Jafari, R. et. al. (2019) Recent progress and challenges with 3D printing of patterned hydrophobic and superhydrophobic surfaces. *Int. J. Adv. Manuf Technol.*, 1–14.
- Rausch, A.M., Markl, M., Körner, C. (2019) Predictive simulation of process windows for powder bed fusion additive manufacturing: influence of the powder size distribution. *Comput Math Appl*, 78(7), 2351–2359.
- Renishaw (2019) Additive manufacturing products, last modified March 20, 2019. <https://www.renishaw.com/en/additivemanufacturing-products%2D%2D17475>. Accessed March 21, 2019.
- Yeung, H., Lane, B., Fox, J. (2019) Part geometry and conduction based laser power control for powder bed fusion additive manufacturing. *Addit Manuf* 30:100844.
- Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В. (2020). Вплив технологічних параметрів SLM-процесу на пористість металовиробів. *Автоматичне зварювання*, 10, 14–20. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.10.03>
- Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В. (2020) Influence of technological parameters of SLM-process on porosity of metal products. *The Paton Welding J.*, 10, 13-18. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.10.03>
- Аджамський С.В., Кононенко А.А., Подольський Р.В. (2020). Симуляция влияния остаточных напряжений и параметров SLM-технологии на формирование области границ изделия из жаропрочного никелевого сплава Inconel 718. *Материалы международной научно-практической конференции «Информационные технологии в металлургии и машиностроении» (17–19 марта 2020, Днепр)*, Днепр, 4–6. [in Russian]. DOI: <https://doi.org/10.34185/1991-7848.itmm.2020.01.001>
- Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В. (2020) Simulation of influence of residual stresses and parameters of SLM technology on formation of boundary areas of heat-resistant alloy Inconel 718 products. In: *Proc. of Sci. and Tech. Conf. on Information Technology in Metallurgy and Machine Engineering (17-19 March 2020, Dnepr)*. Dnepr, 4-6 [in Russian]. DOI: <https://doi.org/10.34185/1991-7848.itmm.2020.01.001>
- Аджамський С.В., Кононенко А.А., Подольський Р.В. (2020) Исследование влияния режимов SLM-процесса на качество в области контура изделий. *Міжнародна конференція «Університетська наука-2020»*, 1, 157–158. Режим доступу до ресурсу: http://eir.pstu.edu/bitstream/handle/123456789/17421/%D0%A3_%D0%BA%D0%B0%D1%8F%20%D0%BD%D0%B0%D1%83%D0%BA%D0%B0_2020_%D0%A2_1.pdf
- Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В. (2020) Investigation of influence of SLM-process modes on quality in contour area of products. In: *Proc. of Int. Conf. on University Science-2020*, 1, 157–158. http://eir.pstu.edu/bitstream/handle/123456789/17421/%D0%A3_%D0%BA%D0%B0%D1%8F%20%D0%BD%D0%B0%D1%83%D0%BA%D0%B0_2020_%D0%A2_1.pdf
- Rosenthal, D. (1941) Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting. *Weld J.*, 20(5), 220–34.
- Du, Y., You, X., Qiao, F. et al. (2018) *A Model for Predicting the Temperature Field during Selective*
- Promopatum P., Shi-Ch Yao, Pistorius P.C., Rollett A. (2017). A Comprehensive Comparison of the Analytical and Numerical Prediction of the Thermal History and Solidification Microstructure of Inconel 718 Products Made by Laser Powder-Bed Fusion. *Engineering*, 3, 685–694.

IMPROVING THE EFFICIENCY OF THE SLM-PROCESS BY ADJUSTING THE FOCAL SPOT DIAMETER OF THE LASER BEAM

S.V. Adjamskiy¹, G.A. Kononenko^{1,2}, R.V. Podolskiy^{1,2}

¹LLC «Additive Laser Technology of Ukraine». 144 Rybinska Str., 49000, Dnipro, Ukraine. E-mail: info@alt-print.com

²Institute of Ferrous Metallurgy. Z.I. Nekrasova National Academy of Sciences of Ukraine. 1 Academician Starodubov Sq., 49000, Dnipro, Ukraine. E-mail: office.isi@nas.gov.ua

Selective laser melting (SLM) is one of the modern methods of additive manufacturing, which allows creating high-density parts with unique geometry from metal powder. To increase the efficiency of the SLM process, it is desirable to increase the width of the melt pool, as this will increase the distance between the laser passes and a larger volume will be built in a shorter period of time. However, the formation of the outer surface of large tracks will increase its roughness, which can significantly reduce the overall reliability of a product. To improve the surface quality, it is necessary to reduce the size of the melt pools, for example, by reducing the diameter of the focal spot of the laser. The specimens made at different focal spot diameters using the same laser power were examined. Based on the results of the analysis of technological parameters of the process it was established that to increase the efficiency of SLM-process the printing of the main body of a product can be performed at an increased focal spot diameter, and to provide a high surface quality. According to the redistribution of energy along the cross-section of the beam, a change in the configuration of the melt pool, and accordingly the track occurs. It was established that in order to avoid the formation of deep remelting due to a high concentration of energy in the center of the beam, it is necessary to reduce the laser power. 29 Ref., 6 Fig.

Key words: selective laser melting, technological factors, quality system, AISI 316L, specific linear energy

Надійшла до редакції 14.04.2021

ЗАГЛУШКИ ДЛЯ ЗАХИСТУ ТРУБ ПРИ ЗВАРЮВАННІ

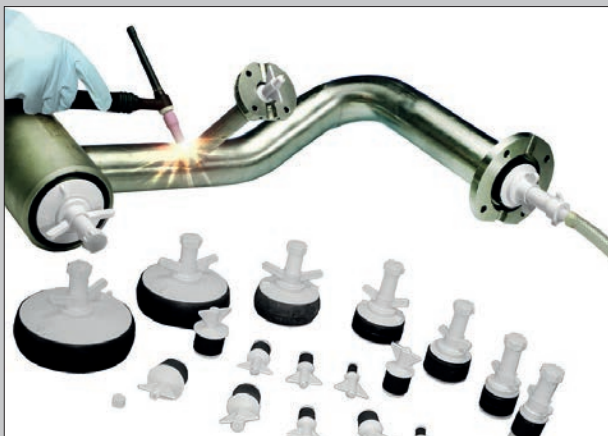
Для зварювання труб з нікелевих сплавів, титану та нержавіючої сталі, включаючи коліна та трійники, компанія Huntingdon Fusion Techniques HFT® розробила клінічно чистий білий нейлон, який забезпечує бар'єр при продувці зварних швів.

Ці недорогі та легкі заглушки доступні для різних застосувань для труб діаметром від 12 до 152 мм, усуваючи необхідність у зварників створювати власні саморобні «дамби» з непридатних матеріалів, таких як піна, папір або картон.

Виготовлені з нейлону технічної якості з гумовими ущільнювачами з натурального чорного каучуку, спеціальні заглушки можна виготовити на замовлення з ущільнювальними кільцями з силіконових або нітрилових каучуків, що робить їх придатними для використання з нафтохімічними рідинами, при високих температурах або будь-якими іншими умовами, які виникають під час використання.

Пробки постачаються з порожнистим валом із зовнішньою різьбою для вкручування стандартного шлангового з'єднання діаметром до 1,5" для випробування на тиск.

Типові програми для зварювальних заглушок включають труби малого діаметра, короткі, складні або змінні розміри, де система продувки або надувна дамба буде занадто довгою. Нейлонові заглушки можна використовувати для багатьох інших застосувань, включаючи садові ставки, басейни та спа-центри та на яхтах. Інші програми включають зупинку труб, щоб запобігти потраплянню сторонніх тіл, рідин або виходу газів та рідин, блокування труб для проведення



планового технічного обслуговування, ремонтних робіт та випробувань на герметичність. Як «нічні пробки» вони створюють бар'єр у трубопроводній діяльності, щоб запобігти потраплянню сторонніх тіл на лінію під час простою.

www.huntingdonfusion.com.

РОЗРЯДНО-ІМПУЛЬСНА ОБРОБКА МОДИФІКАТОРА СИСТЕМИ Al–Ti–C

Л.М. Лобанов¹, О.М. Сизоненко², В.В. Головка¹, П. Ташев³, Є.В. Липян², М.С. Присташ²,
А.С. Торпаков², М.О. Пашин¹, О.Л. Міходуй¹, В.О. Щерецький¹

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

²Інститут імпульсних процесів і технологій НАН України. 54018, м. Миколаїв, просп. Богоявленський, 43а.
E-mail: dioo@iipr.com.ua

³Інститут металознавства, обладнання і технологій ім. академіка Балева та Центр гідро- та аеродинаміки Болгарської академії наук. 1574, Болгарія, м. Софія, вул. Шипченський прохід, 67. E-mail: ptashev@ims.bas.bg

Представлено результати дослідження впливу модифікатора системи Al–Ti–C, отриманого шляхом високовольтної електророзрядної обробки у вуглеводневій рідині, на структуру та властивості литого сплаву АК7_{цп} (А357). Показані перспективи застосування модифікатора, отриманого методом високовольтної електророзрядної обробки металевих порошків, для поліпшення структури литих сплавів та металу зварного шва. Бібліогр. 25, табл. 1, рис. 4.

Ключові слова: зварне з'єднання, метал зварного шва, високовольтний електричний розряд, модифікатор структури литих сплавів, металургія, диспергування, карбідизація

Введення в розплав модифікаторів є одним з традиційних прийомів отримання дрібнозернистих металевих структур, оскільки чим більше зародків в одиниці об'єму розплаву, тим більше кристалів утворюється і тим вони дрібніші, а отже кращі механічні властивості металу у ливарному виробництві та при зварюванні. Сучасними завданнями матеріалознавства та інженерної практики є дослідження ефективності наномодифікування у технологіях зварювання і наплавлення шляхом введення наночастинок тугоплавких хімічних сполук у зварювальну ванну [1]. При наплавленні жаростійкими сплавами на основі заліза, нікелю та хрому і вуглецевими сталями, які модифіковані наночастинами, підвищується стійкість наплавленого інструмента. Також наночастинами усуваються зони транскристалізації в наплавленому металі або зварному шві, різко зменшуються розміри дендритів, поліпшується морфологія і топографія зміцнюючих фаз. Це підвищує жаростійкість, структурну стабільність і довговічність зварних з'єднань [2, 3]. Ефективність модифікування литого металу наноструктурованими порошками підтверджено, наприклад, в умовах виробництва газових турбін при модифікації жаростійкого сплаву CM88Y [4]. Враховуючи особливості ливарного виробництва і зварювання плавленням в частині модифікування рідкого металу, концептуальні підходи до створення модифікаторів для даних технологій є досить близькими. Таким чином, позитивні результати застосування модифікаторів рідкого

металу в процесі лиття є базовими для створення технологій модифікування рідкого металу зварювальної ванни в умовах зварювання плавленням. Виходячи з наведеного вище, сучасний метод виготовлення модифікаторів для ливарного виробництва в перспективі може бути застосований також і у зварювальному виробництві.

Більшість модифікаторів виготовляють методами порошкової металургії, при цьому найбільш перспективними для використання є ультрадисперсні наноструктуровані порошкові суміші. Зараз основні напрямки розвитку методів отримання таких сумішей полягають у наступному [5–8]:

удосконалення наявної техніки та технологічних процесів, що базуються на широко поширених механічних способах подрібнення матеріалів; пошук принципово нових способів подрібнення, дослідження й розробка на їх основі ефективних видів техніки та технологій.

Перший напрямок має на меті підвищення коефіцієнта корисної дії руйнування і питомої продуктивності та зводиться до вдосконалення існуючих і створення нових машин (дробарок і млинів) підвищеної продуктивності [7, 8] і супроводжується підвищенням енерговитрат, металоемністю конструкцій, використанням дорогих високоякісних сталей і сплавів поряд з непропорційно малим зростанням техніко-економічних показників.

Другий напрямок має на меті пошук принципово нових способів подрібнення, зокрема, елек-

Лобанов Л.М. – <https://orcid.org/0000-0001-9296-2335>, Сизоненко О.М. – <https://orcid.org/0000-0002-8449-2481>,

Ташев П. – <https://orcid.org/0000-0002-7906-487X>, Липян Є.В. – <https://orcid.org/0000-0001-9483-1793>,

Присташ М.С. – <https://orcid.org/0000-0002-7617-6200>, Торпаков А.С. – <https://orcid.org/0000-0002-9805-3914>,

Пашин М.О. – <https://orcid.org/0000-0002-2201-5137>, Міходуй О.Л. – <https://orcid.org/0000-0001-6660-7540>,

Щерецький В.О. – <https://orcid.org/0000-0002-8561-4444>

© Л.М. Лобанов, О.М. Сизоненко, В.В. Головка, П. Ташев, Є.В. Липян, М.С. Присташ, А.С. Торпаков, М.О. Пашин, О.Л. Міходуй, В.О. Щерецький

трофізичних [9–11]. Так, одним з ефективних електрофізичних методів є розрядно-імпульсна підготовка порошків шляхом використання висковольтного електричного розряду (ВЕР) у дисперсійній системі «рідина – порошок». Це циклічний процес, який характеризується виділенням енергії в каналі розряду впродовж мікросекунд та супроводжується дією хвиль стиснення (яка при певних умовах трансформується в ударну), потужних гідропотоків, кавітації, електромагнітних і термічних полів [9–11].

При циклічній дії ВЕР створюється можливість тонкого подрібнення хвилями тиску за рахунок створення великої кількості дефектів у порошок, що сприяє зниженню енергії руйнування кристалів та утворенню великої кількості активних центрів і полегшує хімічну взаємодію між елементами системи в умовах динамічного навантаження.

Використання вуглеводневої рідини в якості робочого середовища при ВЕР-обробці сумішей порошків дозволяє не тільки виключити їх окислення, але й створити термодинамічні умови для піролізу газу з утворенням твердофазного вуглецю, який здатен вступати в реакції карбідизації з частинками порошків, утворюючи наноструктурні зміцнюючі фази [12].

В роботі [13] на прикладі застосування модифікатора при литті показано, що введення 0,01 мас. % модифікатора Ti-TiC , синтезованого високовольтною електророзрядною обробкою порошку Ti у газі та брикетованого за допомогою іскрового плазмового спікання, дозволило зменшити розмір зерна з 1...2 до 0,2...0,6 мм в усіх модифікованих зразках жароміцного сплаву CM88U . При цьому межа міцності на розрив при температурі 900 °C склала 65...69 МПа, а довготривала міцність зросла у середньому на 20 %. Це свідчить про перспективність використання металевих порошків після обробки ВЕР для модифікації структури литих сплавів.

Але можливість використання металевих порошків після ВЕР-обробки для модифікації литої структури металу зварних швів ще не досліджено в достатній мірі. Для встановлення перспектив використання металевих порошків після ВЕР-обробки для модифікування структури зварних швів доцільно проаналізувати вплив модифікатору системи Ti-Al-C після ВЕР-синтезу для подрібнення структури та підвищення властивостей литого сплаву $\text{AK7}_{\text{пч}}$ (A357).

Мета роботи – для встановлення перспектив застосування при зварюванні плавленням металевих порошків після ВЕР-обробки для модифікування структури зварних швів доцільно дослідити вплив модифікатору системи Ti-Al-C після ВЕР для подрібнення структури та підвищення властивостей литого сплаву $\text{AK7}_{\text{пч}}$ (A357).

Методика досліджень. Модифікування алюмінієвих сплавів розглядалося на прикладі силумінів та передбачало отримання дрібнозернистого евтектичного кремнію в литій структурі. Така структура

евтектичного кремнію підвищує механічні властивості вилівки, в тому числі, відносно подовження, а також, у багатьох випадках, ливарні властивості алюмінієвого розплаву. Як правило, модифікування силуміну проводять шляхом додавання малих кількостей натрію або стронцію [14–17].

У силумінах з вмістом кремнію більше 7 % евтектичний кремній займає більшу частину площі металографічного зразка. При вмісті кремнію від 7 до 13 % тип евтектичної структури (наприклад, зернистий або модифікований) значно впливає на механічні властивості матеріалу, зокрема, на пластичність, яка визначається як відносне подовження δ . Тому, коли при випробуваннях зразка необхідно підвищити значення δ , алюмінієві сплави з вмістом кремнію від 7 до 13 % піддають модифікації шляхом додавання приблизно 0,0040...0,0100 % натрію [18, 19].

У силумінах з вмістом кремнію близько 11 %, особливо для лиття при низькому тиску, в якості довготривалого модифікатора застосовують стронцій. Відмінність стронцію від натрію як модифікатора в тому, що він значно менше вигорає з розплаву, що особливо актуально при зварюванні плавленням. Стронцій додають в кількості 0,014...0,040 %.

Оскільки натрій вигорає з розплаву відносно швидко, подальше модифікування силумінів натрієм повинно проводитися через певні інтервали, що ускладнює його застосування при зварюванні, де процес введення модифікатора має бути безперервним. До того ж висока вартість і складність технології застосування натрію і стронцію створює необхідність пошуку дешевших і не менш ефективних модифікаторів зварного шва на базі досліджених у роботах [20–22].

Для дослідження впливу модифікатору на кристалізацію ливарного алюмінієвого сплаву $\text{AK7}_{\text{пч}}$ (A357) було використано модифікатор, отриманий шляхом ВЕР-обробки суміші порошків 15 % Al + 85 % Ti із середнім діаметром $d_{\text{ср}} = 40$ мкм у газі освітлювальному. Дослідження виконувались на експериментальному стенді, докладно описаному в роботах [9, 10, 23].

Для оцінки ступеня впливу ВЕР в газі на морфологію та розміри частинок порошків, а також для вивчення структури зразків литого сплаву використовували наступне обладнання: мікроскоп оптичний БІОЛАМ-І з максимальним збільшенням $\times 1350$, растровий електронний мікроскоп JEOL JEM-2100F з діапазоном збільшень від 50 до 1500000, цифрову фотокамеру Canon.

Рентгеноструктурний та рентгенофазовий аналіз виконували на дифрактометрі загального призначення Bruker D8 Discover (випромінювання $\text{CuK}\alpha$), раманівську спектроскопію – за допомогою Renishaw InVia Micro Raman.

Для дослідження впливу обраного модифікатора на механічні характеристики сплаву $\text{AK7}_{\text{пч}}$ у шахт-

ній печі з використанням металевих тиглів було виплавлено три зразки: контрольний (масою 650 г) та два модифіковані зразки: модифікований 0,7 мас. % AlTiB (масою 170 г), який традиційно використовують для модифікування структури силумінів [3, 14, 16–18] та з вмістом 0,2 мас. % модифікатора, отриманого шляхом ВЕР-обробки суміші порошків складу 15 % Al + 85 % Ti (масою 630 г).

У контрольному зразку при температурі $T_{\text{пл}} = 760^\circ\text{C}$ було видалено шлак, а розплав перемішано міксером протягом 10 с. Після ізотермічної витримки протягом 10 хв розплав заливали у металевий кокіль, розігрітий до температури $T_{\text{к}} = 280^\circ\text{C}$. Час охолодження до поверхневого затвердіння складав 30 с.

Модифікований зразок виготовляли за цією ж схемою, а модифікатор вводили перед перемішуванням у вигляді «дзвіночка» (порошок, загорнутий у алюмінієву фольгу).

Після охолодження зразки розрізали навпіл, шліфували та виявляли мікроструктуру за допомогою розчину 5 % HF у дистильованій воді. Для виявлення макроструктури окремих зразків використовували 15 %-ий розчин NaOH в дистильованій воді.

Результати досліджень та їх обговорення. Всі діючі фактори при ВЕР можна розділити на дві групи – механічні, до яких відносяться хвиля стиснення, гідропотоки при пульсації парогазової порожнини і кавітація, та термічні, до яких відноситься низькотемпературна плазма в каналі розряду і мікроплазмових утвореннях між частинками, а також розрядний струм, що протікає через частки оброблюваного металу та призводить до електроерозійного руйнування частинок порошку [24]. При ВЕР створюються умови (тиск в каналі розряду досягає 1 ГПа а температура в каналі розряду може досягати 50 000 К) для піролізу гасу з утворенням твердофазного нановуглецю. Синтезовані наночастинки вуглецю різних алотропних модифікацій, зокрема C_{60} та C_{70} , здатні вступати в хімічну взаємодію з частинками титану, утворюючи наноструктурні зміцнюючі карбідні фази [9–13, 23, 24]. Тому ВЕР-обробка порошків системи Al–Ti в гасі, окрім подрібнення, дозволяє синтезувати

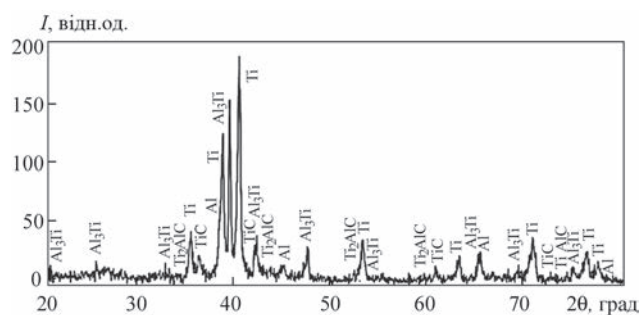


Рис. 1. Дифрактограми порошкової суміші початкового складу 85 % Ti + 15 % Al після ВЕР-обробки в газі з використанням електродної системи типу «ЗВ-П» з питомою енергією 20 МДж/кг

карбід титану та фази Ti_3AlC і Ti_2AlC без додавання додаткового графіту.

Після ВЕР-обробки у режимі з енергією одиничного розряду $W_1 = 1$ кДж та питомою енергією $W_{\text{пнт}} = 20$ МДж/кг з використанням електродної системи типу «тривістрійний анод – площа» шихта містить Al, Ti, TiC, Ti₂AlC + Ti₃AlC (рис. 1).

Порошкова суміш початкового складу 85 % Ti + 15 % Al після обробки має середній розмір частинок близько 10 мкм, з піковим значенням кількості частинок діаметром 5 мкм близько 37 % (рис. 2). Розподіл частинок за розміром має бімодальний вигляд, приблизно 30 % частинок суміші зберігають розміри, близькі до вихідних.

На рис. 3 наведено макроструктури контрольного зразка сплаву АК7 та зразків сплаву, модифікованого 0,7 мас. % AlTiB та 0,2 мас. % ВЕР обробленої суміші Ti-Al.

Контрольний зразок має глибину усадочної раковини 4 мм. Зона стовпчастих зерен – близько 10 мм, їх ширина 2...6 мм. У центрі виливки переважають зерна розміром 2...8 мм (рис. 4, а). Зразок, модифікований 0,2 мас. % AlTiB має глибину усадочної раковини 3 мм. Зона стовпчастих зерен – близько 1,5 мм, їх ширина – до 1 мм. Макроструктура досить однорідна, розмір зерен від 1 мм до 2,5 мм (див. рис. 4, б). Виплавка, модифікована 0,2 мас. % ВЕР обробленою сумішшю, має усадкову раковину, яка досягає 3 мм, підусадочна рихлість практично відсутня, зона стовпчастих кристалів до 5 мм, ширина зерен від 1,5 до 2,0 мм, структура рівномірна, зерна мають розмір 1, 5...3,5 мм

На рис. 4 наведено мікроструктури контрольного (*а, б, в, г*), модифікованого 0,7 мас. % AlTiV (*д, е, ж, з*) та модифікованого 0,2 мас. % ВЕР оброблену сумішшю (*и, і, κ, л*) сплаву АК7_{мц}.

Металографічний аналіз контрольного зразка дозволив виявити дендрити α -твердого розчину, розмір яких перевищує 1500 мкм і значну кількість евтектичного кремнію, який має округлу форму.

Модифікація розплаву 0,2 мас. % AlTiB призводить до незначного диспергування дендритів α -твердого розчину, але одночасно з цим спостерігається зростання окремих α зерен. Даний мо-

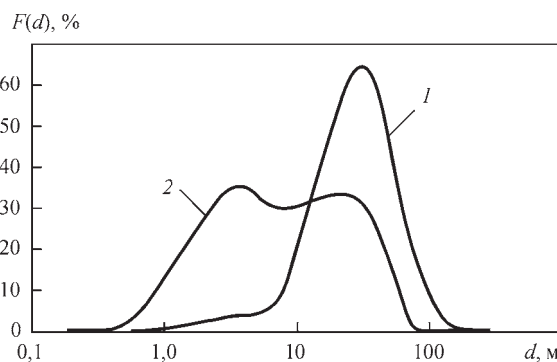


Рис. 2. Розподіл частинок використаного модифікатора системи Ti-Al за розміром: 1 – до ВЕР-обробки; 2 – після ВЕР-обробки

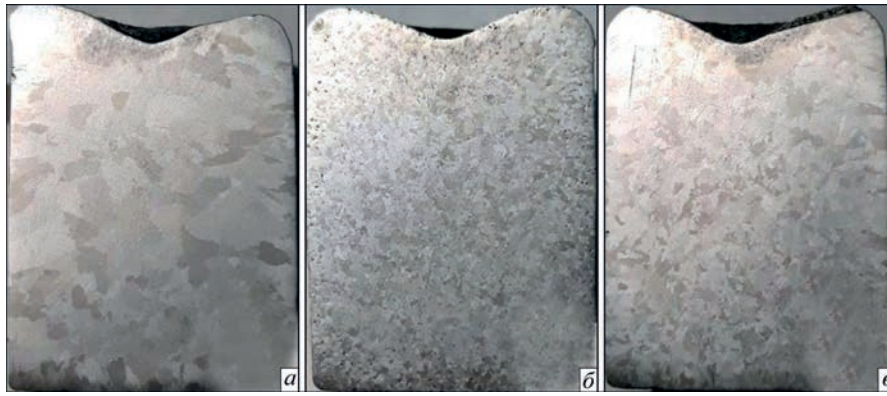


Рис. 3. Макроструктура сплаву АК7_{пч} (А357): а – контрольний зразок; б – зразок, модифікований 0,7 мас. % AlTiB; в – зразок, модифікований 0,2 мас. % суміші Ti–Al–C, отриманої ВЕР-обробкою

дифікатор мав негативний ефект на евтектичний кремній, який отримав голчасту форму із розміром окремих голок до 80 мкм, що негативно впливає на втомну міцність модифікованого металу.

Модифікація зразка сплаву 0,2 мас. % ВЕР обробленою сумішшю порошків 15 % Al + 85 % Ti призвела до значного зменшення розмірів дендритів α -твердого розчину від 1500 до 300 мкм, зерна отримали округлу форму, також спостерігається значне модифікування евтектичного кремнію

(рис. 5, *и, і, к, л*). Отримана форма зерен позитивно впливає на втомну міцність металу, модифікованого із застосуванням суміші, обробленої ВЕР. Такі результати пов'язані із наявністю у складі порошкової суміші наночастинок вуглецю та наноструктурованих частинок тугоплавких сполук TiC, Ti_3AlC + Ti_2AlC , які виступають в якості додаткових центрів кристалізації.

Твердість контрольного зразка склала *НВ* 48, а для модифікованих AlTiB та ВЕР обробленою су-

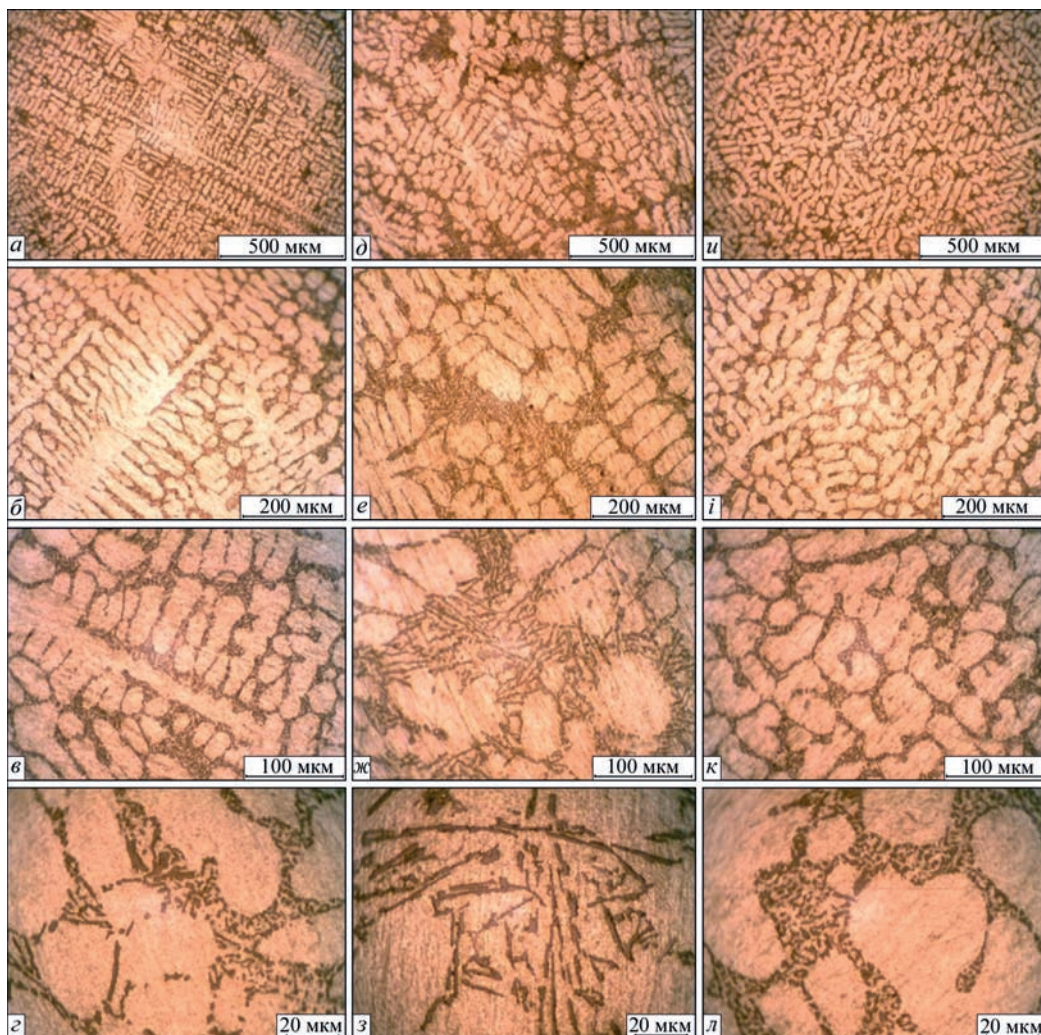


Рис. 4. Мікроструктури сплаву АК7_{пч}: а, б, в, г – контрольний зразок; д, е, ж, з – зразок, модифікований 0,7 мас. % AlTiB; и, і, к, л – зразок, модифікований 0,2 мас. % суміші Ti–Al–C, отриманої ВЕР-обробкою

Властивості зразків сплаву АК7_{пч}

Зразок	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	НВ
Контрольний зразок	148	62	48
	143	65	
Зразок, модифікований 0,7 мас. % AlTiB	133	62	36
	131	61	
Зразок, модифікований 0,2 мас. % сумішшю системи Al–Ti–C після ВЕР-обробки	145	66	48
	140	65	

мішшю вона становила НВ 36 та НВ 48 відповідно (таблиця).

Дослідження зміни межі міцності σ_b та межі плинності $\sigma_{0,2}$ модифікованих зразків (див. таблицю) свідчать, що на відміну від модифікування 0,7 мас. % AlTiB, додавання 0,2 мас. % суміші системи Al – Ti – C після ВЕР-обробки не призводить до зниження цих характеристик порівняно із контрольним зразком.

Отримані результати у сукупності з результатами, наведеними у роботі [13], свідчать, що використання оброблених ВЕР у вуглеводневій рідині порошків системи Al–Ti–C у якості модифікатора призводить до значного зменшення структурних елементів кристалізованого сплаву. В свою чергу подрібнення структури зварних швів дозволяє підвищити жароміцність, структурну стабільність і втомну міцність та довговічність зварних з'єднань. Це дозволяє прогнозувати можливість використання оброблених ВЕР у вуглеводневій рідині частинок металевих порошків для модифікування структури зварних швів з метою підвищення експлуатаційних характеристик деталей та конструкцій, виготовлених різними методами зварювання плавленням.

Висновки

1. Показана можливість використання оброблених ВЕР у вуглеводневій рідині частинок металевих порошків для модифікування структури зварних швів.

2. Показано, що введення отриманого шляхом ВЕР-обробки у гасі суміші порошків вихідного складу 15 % Al + 85 % Ti у якості модифікатора методом «дзвіночка» дозволяє впливати на структуру та властивості ливарного алюмінієвого сплаву АК7_{пч} (А357).

3. Додавання у сплав АК7_{пч} (А357) 0,2 мас. % обробленої ВЕР суміші порошків 15 % Al + 85 % Ti призвело до значної зміни розмірів дендритів α -твердого розчину від 1500 до 300 мкм. Твердість модифікованих зразків становить НВ 48, а межа плинності знаходиться на рівні 66 МПа.

Список літератури

1. Ташев П., Алексиев Н., Манолов В., Черепанов А.Н. (2017) Наномодифицирование в процессах сварки и наплавки. *Космические аппараты и технологии*, 1, 19, 16–21.

2. Еремін Е.Н., Шалай В.В., Филиппов Ю.О., Сумленінов В.К. (2012) Применение модифицирования при электрошлаковой сварке жаропрочных сплавов. *Высокі технології в машинобудуванні*. Харків, НТУ «ХПІ», 22, 1, 115–120.

3. Еремін Е.Н., Филиппов Ю.О., Румянцев Г.П. (2011) Структурные изменения в жаропрочном никелевом сплаве при его модифицировании наночастицами тугоплавких соединений. *Там же*, 21, 1, 98–104.

4. Syzonenko, O.M., Prokhorenko, S.V., Lypyan, E.V. (2020) Pulsed discharge preparation of a modifier of Ti–TiC system and its influence on the structure and properties of the metal. *Materials Science*, 56, 2, 232–239. ISSN 1068-820X (Print), 1573-885X (Electronic). DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00421-1>.

5. Сизоненко О.М., Присташ М.С., А.Д. Зайченко та ін. (2020) Використання висококонцентрованих потоків енергії в порошковій металургії для отримання карбідосталей. Київ, Наукова думка. ISBN 978-966-00-1756-6.

6. Сизоненко О.Н., Ивлиев А.И., Баглюк Г.А. (2014) Перспективные процессы изготовления порошковых материалов. Николаев, НУК. ISBN 978–966–321–292-0.

7. Сав'як М.П., Мельник О.Б., Уварова І.В. (2016) Кристалграфічні особливості формування нанодисперсного карбиду титану при помелі титану і вуглецю в планетарному млині. *Порошковая металлургия*, 5/6, 3–12.

8. Hong, S.-M., Park, J.-J., Park, E.-K. et al. (2015) Fabrication of titanium carbide nano-powders by a very high speed planetary ball milling with a help of process control agents. *Powder Technology*, 274, 393–401. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2015.01.047>.

9. Sizonenko, O., Vovchenko, A. (2014) Pulsed discharge technologies of processing and obtainment of new materials (review). *International virtual journal for science, technics and innovations for the industry*, 12, 41–44.

10. Sizonenko, O.N., Baglyuk, G.A., Raichenko, A.I. (2012) Variation in the particle size of Fe–Ti–B4C powders induced by high-voltage electrical discharge. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 51, 3-4, 129–136. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11106-012-9407-4>.

11. Sizonenko, O.N., Baglyuk, G.A., Raichenko, A.I. (2011) Effect of high-voltage discharge on the particle size of hard alloy powders. *Ibid.*, 49, 11/12, 630–636. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11106-011-9280-6>.

12. Липян Е.В., Сизоненко О.Н., Торпаков А.С., Жданов А.А. (2015) Термодинамический анализ гетерогенных химических реакций в системе «смесь порошков Fe–Ti–углеводородная жидкость» под воздействием высоковольтных электрических разрядов. *Вісник Національного технічного університету «ХПІ». Серія: Техніка та електрофізика високих напруг. Зб. наук. праць*. Харків, НТУ «ХПІ», 51 (1160), 59–65. ISSN 2079-0740.

13. Syzonenko, O.M., Prokhorenko, S.V., Lypyan, E.V. et al. (2020) Pulsed discharge preparation of a modifier of Ti–TiC system and its influence on the structure and properties of the metal. *Materials Science*, 56, 2, 232–239. ISSN 1068-820X (Print), 1573-885X (Electronic). DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00421-1>.

14. Строганов Г.Б., Ротенберг В.А., Гершман Г.Б. (1977) *Сплавы алюминия с кремнием*. Москва, Металлургия.

15. Crubes, U.G. (1983) Veredelung von Aluminium gublegierung mit Al–Sr 3,5- Vorlegierung in Drahtform. *Giesserei*, 70, 8, 257–258.

16. Абрамов А.А. (2012) О модифицировании силуминов. *Литейное производство*, 7, 19.

17. Королев С.П., Немененко Б.М., Михайловский В.М. и др. (2005) Проблемы и практика модифицирования заэвтектических силуминов для поршневого сплава. *Литейщик России*, 10, 19–22.

18. Стеценко В.Ю. (2008) О модифицировании доэвтектических и эвтектических силуминов. *Литье и металлургия*, 1, 149–150.

19. Xu, C.L., Jiang, Q.C., Yang, Y.F. et al. (2006) Effect of Nd on primary silicon and eutectic silicon in hypereutectic Al–Si alloy. *J. of Alloys and Compounds*, 422, 1–2, 1–4.

20. Xu, C.L., Wang, H.Y., Yang, Y.F. (2006) Effect of La₂O₃ in the Al–P–Ti–TiCl₄O₃ modifier on primary silicon in hypereutectic Al–Si alloy. *Ibid.*, 421(1), 128–132.

21. Стеценко В.Ю. (2008) О механизме модифицирования силуминов. *Металлургия машиностроения*, 1, 20–23.

22. Попова М.В., Ружи́ло А.А. (2000) Наследственное влияние обработки шихты и расплава на терморасширение заэвтектических силуминов. *Литейное производство*, 10, 4–6.

23. Sizonenko, O., Prokhorenko, S., Torpakov, A. et al. (2018) The metal-matrix composites reinforced by the fullerenes. *AIP Advances*. 085317. ISSN 2158-3226. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.5031195>.
 24. Sizonenko, O.N., Grigoryev, E.G., Zaichenko, A.D. (2017) Plasma methods of obtainment of multifunctional composite materials, dispersion-hardened by nanoparticles. *High Temperature Materials and Processes*, 36, 9, 891–896. ISSN 0334-6455. DOI: <https://doi.org/10.1515/htmp-2016-0049>.
 25. Bethune, D.S., Meijer, G., Tang, W.C., Rosen, H.J. (1990) The vibrational Raman spectra of purified solid films of C60 and C70. *Chem. Phys. Lett.*, 174, 219–222. DOI: [https://doi.org/10.1016/0009-2614\(90\)85335-A](https://doi.org/10.1016/0009-2614(90)85335-A).
- References**
1. Tashev, P., Aleksiev, N., Manolov, V., Cherepanov, A.N. (2017) Nanomodification in welding and surfacing processes. *Kosmicheskie Apparaty i Tekhnologii*, 1(19), 16–21 [in Russian].
 2. Eremin, E.N., Shalai, V.V., Filippov, Yu.O., Sumleninov, V.K. (2012) Use of modification in electrosag welding of heat-resistant alloys. *Vysoki Tekhnologii v Mashynobuduvanni*, 22(1), 115–120 [in Russian].
 3. Eremin, E.N., Filippov, Yu.O., Rummyantsev, G.P. (2011) Structural changes in high-temperature nickel alloys at its modification by refractory joint nanoparticles. *Ibid.*, 21(1), 98–104 [in Russian].
 4. Syzonenko, O.M., Prokhorenko, S.V., Lypyan, E.V. (2020) Pulsed discharge preparation of a modifier of Ti–TiC system and its influence on the structure and properties of the metal. *Materials Sci.*, 56(2), 232–239. ISSN 1068-820X (Print), 1573-885X (Electronic). DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00421-1>.
 5. Syzonenko, O.M., Prystash, M.S., Zaichenko, A.D. et al. (2020) *Application of high-concentrated energy flows in powder metallurgy for producing carbide-steels*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian]. ISBN 978-966-00-1756-6.
 6. Sizonenko, O.N., Ivliev, A.I., Baglyuk, G.A. (2014) *Advanced processes of manufacture of powder materials*. Nikolaev, NUK [in Russian]. ISBN 978-966-321-292-0.
 7. Savyak, M.P., Melnik, O.B., Uvarova, I.V. (2016) Crystallographic features of formation of nanodisperse titanium carbide during grinding of titanium and carbide in planetary milling. *Poroshk. Metallurgiya*, 5/6, 3–12 [in Ukrainian].
 8. Hong, S.-M., Park, J.-J., Park, E.-K. et al. (2015) Fabrication of titanium carbide nano-powders by a very high speed planetary ball milling with a help of process control agents. *Powder Technology*, 274, 393–401. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2015.01.047>.
 9. Sizonenko, O., Vovchenko, A. (2014) Pulsed discharge technologies of processing and obtainment of new materials (Review). *Int. Virtual J. for Science, Technics and Innovations for the Industry*, 12, 41–44.
 10. Sizonenko, O.N., Baglyuk, G.A., Raichenko, A.I. (2012) Variation in the particle size of Fe–Ti–B4C powders induced by high-voltage electrical discharge. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 51(3-4), 129–136. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11106-012-9407-4>.
 11. Sizonenko, O.N., Baglyuk, G.A., Raichenko, A.I. (2011) Effect of high-voltage discharge on the particle size of hard alloy powders. *Ibid.*, 49(11/12), 630–636. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11106-011-9280-6>.
 12. Lipyany, E.V., Sizonenko, O.N., Torpakov, A.S., Zhdanov, A.A. (2015) Thermodynamic analysis of heterogeneous chemical reactions in system “powder mixture Fe–Ti-hydrocarbon liquid” under action of high-voltage electric discharges. *Visnyk NTU KhPI. Series: Tekhnika ta Elektrofizyka Vysokyykh Naprug*, 51 (1160) 59–65 [in Russian]. ISSN 2079-0740.
 13. Syzonenko, O.M., Prokhorenko, S.V., Lypyan, E.V. et al. (2020) Pulsed discharge preparation of a modifier of Ti–TiC system and its influence on the structure and properties of the metal. *Materials Science*, 56, 2, 232–239. ISSN 1068-820X (Print), 1573-885X (Electronic). DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00421-1>.
 14. Stroganov, G.B., Rotenberg, V.A., Gershman, G.B. (1977) *Alloys of aluminium with silicon*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
 15. Crubes, U.G. (1983) Veredelung von Aluminium gublegierung mit Al–Sr 3,5-Vorlegierung in Drahtform. *Giesserei*, 70(8), 257–258.
 16. Abramov, A.A. (2012) About modification of silumins. *Litejnoe Proizvodstvo*, 7, 19 [in Russian].
 17. Korolyov, S.P., Nemenenok, B.M., Mikhajlovsky, V.M. et al. (2005) Problems and practice of modification of hypereutectic silumins for piston alloy. *Litejshchik Rossii*, 10, 19–22 [in Russian].
 18. Stetsenko, V.Yu. (2008) On modification of hypoeutectic and eutectic silumins. *Litio i Metallurgiya*, 1, 149–150 [in Russian].
 19. Xu, C.L., Jiang, Q.C., Yang, Y.F. et al. (2006) Effect of Nd on primary silicon and eutectic silicon in hypereutectic Al–Si alloy. *J. of Alloys and Compounds*, 422(1–2), 1–4.
 20. Xu, C.L., Wang, H.Y., Yang, Y.F. (2006) Effect of La2O3 in the Al–P–Ti–TiC La2O3 modifier on primary silicon in hypereutectic Al–Si alloy. *Ibid.*, 421(1), 128–132.
 21. Stetsenko, V.Yu. (2008) On mechanism of modification of silumins. *Metallurgiya Mashinostroeniya*, 1, 20–23 [in Russian].
 22. Popova, M.V., Ruzhilo, A.A. (2000) Hereditary effect of batch and melt processing on thermal expansion of hypereutectic silumins. *Litejnoe Proizvodstvo*, 10, 4–6 [in Russian].
 23. Sizonenko, O., Prokhorenko, S., Torpakov, A. et al. (2018) The metal-matrix composites reinforced by the fullerenes. *AIP Advances*. 085317. ISSN 2158-3226. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.5031195>.
 24. Sizonenko, O.N., Grigoryev, E.G., Zaichenko, A.D. (2017) Plasma methods of obtainment of multifunctional composite materials, dispersion-hardened by nanoparticles. *High Temperature Materials and Processes*, 36(9), 891–896. ISSN 0334-6455. DOI: <https://doi.org/10.1515/htmp-2016-0049>.
 25. Bethune, D.S., Meijer, G., Tang, W.C., Rosen, H.J. (1990) The vibrational Raman spectra of purified solid films of C60 and C70. *Chem. Phys. Lett.*, 174, 219–222. DOI: [https://doi.org/10.1016/0009-2614\(90\)85335-A](https://doi.org/10.1016/0009-2614(90)85335-A).

DISCHARGE-PULSE TREATMENT OF THE Al – Ti – C SYSTEM MODIFIER

L.M. Lobanov¹, O.M. Syzonenko², V.V. Holovko¹, P. Tashev³, Ye.V. Lypian², M.S. Prystash², A.S. Torpakov²,
M.O. Pashchin¹, O.L. Mikhodui¹, V.O. Sheretskyi¹

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

²Institute of Pulse Processes and Technologies of the NAS of Ukraine. 54018, Mykolaiv, Bohoyavlenskyi Ave., 43-a. E-mail: dioo@iippt.com.ua

³Institute of Metal Science, Equipment and Technologies «Acad. A. Balevsci» with Hydroaerodynamics centre of the BAS. 15474, Sofia, Bulgaria, Shipchenski Prohod blvd., 67, E-mail: ptashev@ims.bas.bg

The results of studying the influence of the modifier of the Al – Ti – C system, obtained by high-voltage electric discharge treatment in a hydrocarbon liquid, on the structure and properties of the cast AK7pch (A357) alloy are presented. The prospects for the use of a modifier produced by the method of a high-voltage electric discharge treatment of metal powders to improve the structure of cast alloys and weld metal are shown. 25 Ref., 1 Tabl., 4 Fig.

Key words: welded joint, weld metal, high-voltage electric discharge, modifier of the structure of cast alloys, metallurgy, dispersion, carbidization

Надійшла до редакції 08.04.2021

АРГОНОДУГОВЕ ЗВАРЮВАННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЕКОНОМНОЛЕГОВАНОГО ПСЕВДО- β -ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe

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

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

Конструкційні економнолеговані титанові сплави розробляють з метою зниження собівартості готових виробів. Оцінювалась можливість застосування аргонодугового зварювання вольфрамовим електродом (АДЗ) для економнолегованого псевдо- β -титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe. Оцінювався вплив різних видів аргонодугового зварювання на формування зварних швів та механічні властивості з'єднань сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe. Досліджувався вплив АДЗ наскрізним проплавленням, АДЗ по слою флюсу, АДЗ з подачею присадного нелегovanого титанового зварювального дроту ВТ1-00св. Встановлено, що структура металу шва і ЗТВ з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, виконаного АДЗ, складається в основному з β -фази, з виділеннями метастабільної α -фази. Зниження погонної енергії АДЗ для сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe позитивно впливає на міцність з'єднань. Так, серед зварних з'єднань, виконаних без зміни хімічного складу металу шва, з'єднання, виконані зварюванням по флюсу, мають найбільш міцність 972 МПа та найбільшу ударну в'язкість на рівні 5,7 Дж/см². Бібліогр. 15, табл. 3, рис. 3.

Ключові слова: титан, титанові сплави, аргонодугове зварювання, погонна енергія, флюс, дріт, механічні властивості

Аргонодугове зварювання вольфрамовим електродом (АДЗ) набуло найбільш широке застосування для зварювання титанових сплавів завдяки тому, що цей спосіб зварювання є найбільш дешевим і універсальним [1, 2]. Він дозволяє виконувати з'єднання в різних просторових положеннях, в умовах обмеженого простору і не вимагає складного переналадження обладнання при зміні товщини зварюваного виробу і типу з'єднання. Зварювання може виконуватися як з застосуванням присадного металу, так і без нього. В якості присадного металу застосовують зварювальні дроти або прутки з титанових сплавів [3]. Існує ряд різновидів цього способу – зварювання наскрізним проплавленням, зварювання по шару флюсу, які розширюють його технологічні можливості [4]. Для того, щоб здешевити процес виробництва та знизити собівартість виробів з титанових сплавів, набула поширення концепція «економно легування» титанових сплавів. Вона заснована на виборі таких легуючих елементів для сплавів, які мали б відносно невелику вартість. Найпоширеніший легуючий елемент для таких сплавів є залізо [5, 6]. Також залізо завдяки стабілізуючій дії на β -фазу застосовується для легування кількох дешевих сплавів на основі β -фази [7–9]. Зварювання таких сплавів на основі β -фази є малодослідженим процесом. Велика кількість заліза може викликати значне погіршення властивостей зварних з'єднань за рахунок утворення крихких фаз [10]. Існуючі флюси при зварюванні економнолегованих сплавів можуть мати для металу швів

рафінуючий ефект [11], тому можливість застосування флюсів для зварювання цих сплавів треба розглянути окремо. Також в зв'язку з відсутністю зварювальних дротів з економнолегованих титанових сплавів доцільно розглянути вплив на властивості з'єднань такого сплаву малолегованого титанового дроту [12, 13].

Метою роботи було дослідити вплив режимів аргонодугового зварювання на формування зварних швів та механічні властивості отриманих з'єднань економнолегованого псевдо- β -титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe.

В якості присадного металу використовували нелегований титановий зварювальний дріт ВТ1-00св діаметром 2 мм. Це дозволяє в невеликих межах змінювати ступінь легування металу шва. Визначали відносну кількість присадного металу в металі шва за допомогою визначення площини проплавлення металу з'єднання на поперечних шліфах зварних швів.

Зварювалися зразки титанового псевдо- β -сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe розмірами 200×100×6 мм. Зварювання проводилося з однієї сторони. Режими одностороннього аргонодугового зварювання вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe наведено в табл. 1.

Режими зварювання обиралися за умови забезпечення повного провару з'єднань сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe товщиною 6 мм. Аргонодугове зварювання вольфрамовим електродом можливо виконувати в широких діапазонах значень швидко-

Таблиця 1. Режими одностороннього АДЗ наскрізним проплавленням економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe

Номер режиму	Струм зварювання $I_{зв}$, А	Напруга на дузі U_d , В	Швидкість зварювання $v_{зв}$, м/г	Швидкість подачі дроту $v_{прис.др}$, м/г	Довжина дуги передумовлена L_d , мм	Температура попереднього підігріву $T_{підгр}$, °С
1	330	12	10	—	2	—
2	350	12	10	30	2	—
3	350	12	10	60	2	—
4	310	12	10	—	2	400
5 (по флюсу)	240	12	16	—	2	—

стей зварювання та зварювального струму. Найбільш вживаним діапазоном швидкостей зварювання автоматичного АДЗ титанових сплавів є діапазон 10...20 м/год. Повний провар зразків товщиною 6 мм відбувається при АДЗ без присадки наскрізним проплавленням при струмі зварювання 330А та швидкості зварювання 10 м/год. Додавання присадного дроту призводить до збільшення струму зварювання. Зварювання з попереднім підігрівом дозволяє дещо знизити струм зварювання до 310А. АДЗ по флюсу за рахунок стискання аргонної дуги дозволяє суттєво знизити зварювальний струм до 240 А, збільшити швидкість зварювання та забезпечити повний провар металу сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe товщиною 6 мм. Таким чином, АДЗ по флюсу доз-

воляє виконувати зварювання титанового псевдо- β -сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe на режимах з мінімальною погонною енергією та поперечною площею металу шва та ЗТВ (табл. 2).

Поперечні макрошліфи виконаних зварних швів наведено на рис. 1. Приклад зварного з'єднання вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням (рис. 2) підтверджує формування наскрізного отвору під вольфрамовим електродом при зварюванні наскрізним проплавленням. При вимиканні зварного струму під вольфрамовим електродом утворюється отвір, якщо не використовувати режим заварки кратеру.

Розрахунок кількості присадного металу в металі зварного шва виконували за результатами досліджень отриманих поперечних макрошліфів. Встановлено, що при швидкості подачі присадного дроту ВТ1-00св діаметром 2 мм, що дорівнює 60 м/год, і швидкості зварювання 8 м/год кількість присадного металу ВТ1-00 в металі зварного шва становить 21...25 %. Відповідно при швидкості подачі присадного дроту 30 м/год кількість присадного металу ВТ1-00 в металі зварного шва становить 10...13 %.

Основний метал зварного з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe складається з рекристалізованих зерен (рис. 3, а), рівноосних поліедрічних β -зерен як в приповерхневих шарах, так і в глибині металу. Розмір β -зерен становить 200...600 мкм. В середині β -зерен знаходяться дисперсні частинки, α -фази. Дисперсні частинки різної форми і розмірів виділяються в мікроструктурі основного металу як поверхневих ділянок, так і віддалених від поверхні. Розміри виділень варіюють в широких межах (від менше 1 мкм до 15 мкм) і нерівномірно розподіляються в тілі зерен.

На рис. 3, б-е представлено мікроструктуру металу швів. Шви мають дендритну структуру (режими № 1 та № 2, див. табл. 1). Частки іншої фази, що виділилися, більш дрібні, ніж в основному металі, їх розміри становлять від менше 1 до 3...4 мкм (рис. 3, б, в). В шві зварного з'єднання, виконаного АДЗ з подачею присадного дроту зі швидкістю 60 м/год, що забезпечує 21..25 %, на відміну від вище розглянутих, внаслідок значної зміни хімічного складу металу шва та розбавлення металу шва, змінилася і його мікроструктура. В металі шва цього з'єднання нестабільність β -твердого розчину

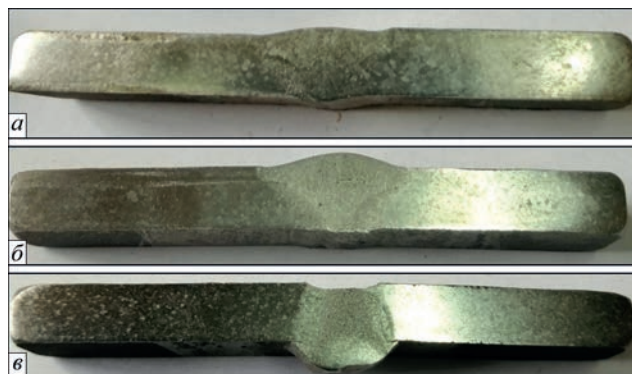


Рис. 1. Поперечний макрошліф з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, виконаного АДЗ: а – наскрізним проплавленням без застосування присадного дроту; б – з додаванням присадного металу в шов в кількості 10 %; в – виконаного АДЗ по слою флюсу без застосування присадного дроту

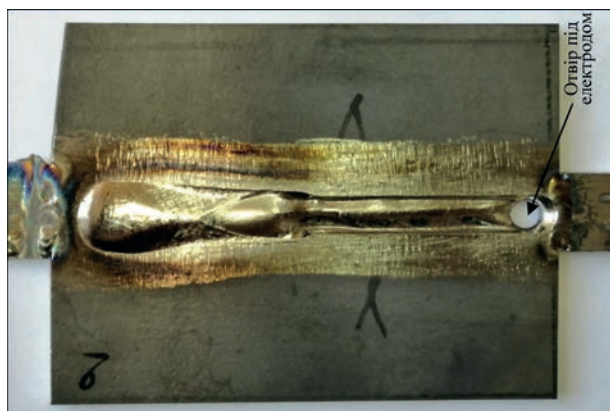


Рис. 2. Приклад зварного з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, яке виконано АДЗ наскрізним проплавленням, без присадного дроту, режим № 1

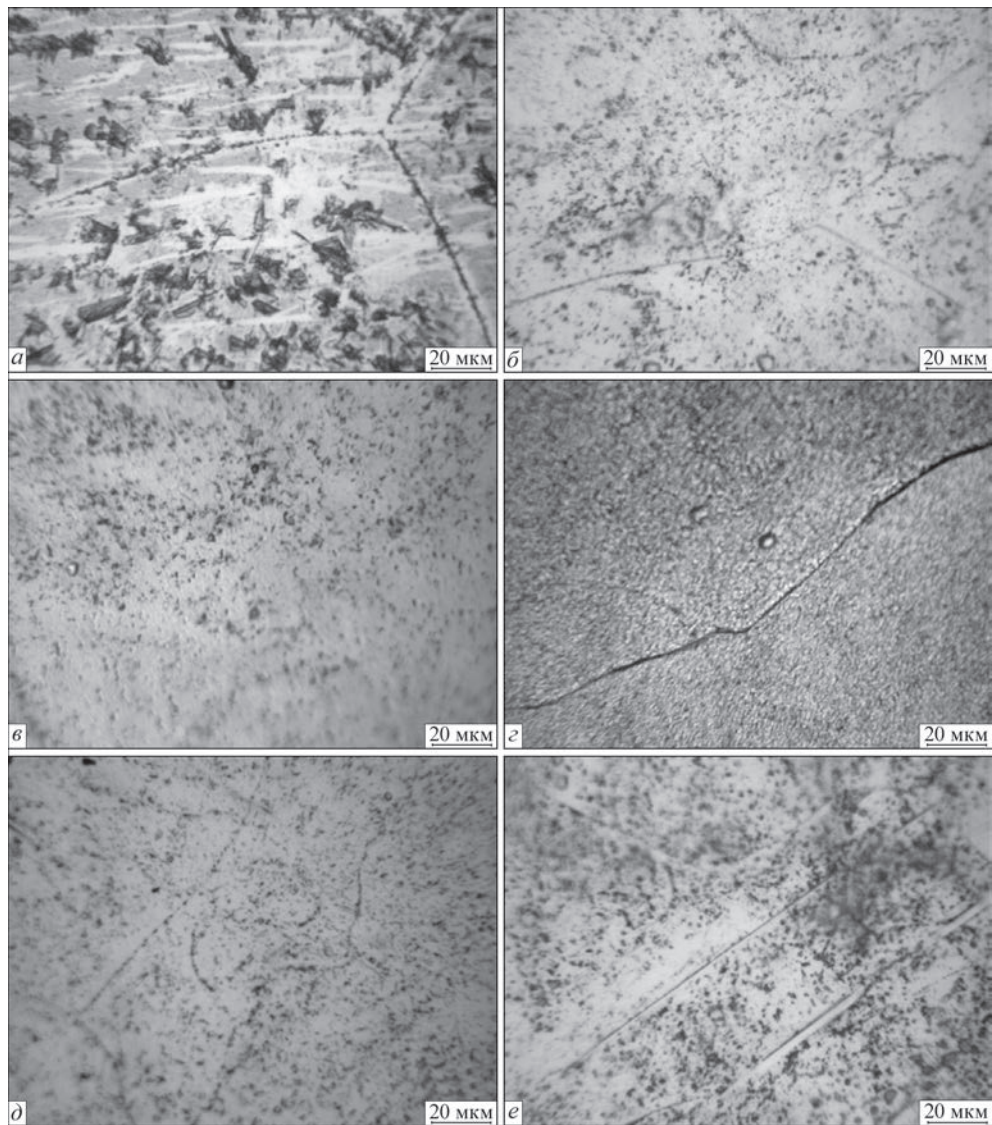


Рис. 3. Мікроструктура основного металу та металу шва з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, виконаних АДЗ в стані після зварювання: а – основний метал; б – наскрізним проплавленням без присадного дроту, режим № 1; в – наскрізним проплавленням з присадним дротом, режим № 2; г – наскрізним проплавленням з присадним дротом, режим № 3; наскрізним проплавленням без присадного дроту з попереднім підігрівом, режим № 4; е – по шару флюсу без присадного дроту, режим № 5

Таблиця 2. Параметри зварних швів з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, виконаних АДЗ*

Номер режиму	Тип зразка, $I_{зв}$, $v_{зв}$, $v_{пр}$	Ширина шва, мм	Ширина ЗТВ, мм	Площа шва, мм ²	Погонна енергія, Дж/см	Кількість β-фази, %
ОМ	Основний метал	–	–	–	–	76
1	Зварне з'єднання без присадки, $I_{зв} = 330$ А, $v_{зв} = 10$ м/г	13	21	53	14256	77
2	Зварне з'єднання з присадкою, $I_{зв} = 350$ А, $v_{зв} = 10$ м/г, $v_{пр} = 30$ м/г	15,1	24,1	59,8	15120	75
3	Зварне з'єднання з присадкою, $I_{зв} = 350$ А, $v_{зв} = 10$ м/г, $v_{пр} = 60$ м/г	16,5	25,5	73,1	1511,9	56
4	Зварне з'єднання з попереднім підігрівом 400 °С, $I_{зв} = 310$ А, $v_{зв} = 10$ м/г	17	25	65,0	13392	75
5	Зварне з'єднання по флюсу, $I_{зв} = 240$ А, $v_{зв} = 16$ м/г	7,2 мм	17,2	33,9	6480	63

Примітка. *Товщина з'єднань 6 мм.

призводить до значного розпаду при охолодженні металу шва після зварювання з виділенням значної кількості α -фази (рис. 3, з). Шви з'єднань, виконаних методом АДЗ наскрізним проплавленням без подачі присадного дроту (режим № 4, див. табл. 1) з попереднім підігрівом з'єднання до температури 400 °С та по флюсу (режим № 5, див. табл. 1) ґрунтується на основі β -фази, як і при зварюванні на режимах № 1 та № 2 (рис. 3, д, е).

Таким чином, в структурі металу швів найбільш дрібнодисперсні виділення метастабільної α -фази розміром до 1...2 мкм мають з'єднання, виконані зварюванням по флюсу. З'єднання, виконані АДЗ з попереднім підігрівом, крім великих розмірів шва і ЗТВ мають в стані після зварювання нерівномірне виділення дрібнодисперсних частинок метастабільної α -фази – у верхній частині шва більш дрібнодисперсні, ніж у нижній. Це може свідчити про занадто високу температуру застосованого попереднього підігріву, що складав в даному випадку 400 °С [14]. В цілому застосування попереднього підігріву для АДЗ з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe небажано.

Найменша кількість β -фази зафіксована в швах, виконаних АДЗ з подачею присадного дроту BT1-00 зі швидкістю 60 м/год, що забезпечує 21...25 % вмісту присадного дроту в шві і становить 56 % (табл. 2), що пояснюється зниженням ступеня легування металу шва. В швах, виконаних АДЗ по шару флюсу, кількість β -фази також знизилася до 63 %. Слід відзначити, що при АДЗ по шару флюсу з'єднання, виконані з найнижчими значеннями погонної енергії (див. табл. 2), мають найменші ширину шва, ширину ЗТВ, та площу шва. В інших швах, виконаних без зміни легування шва, кількість β -фази в стані після зварювання становить 75...77 %.

Встановлення механічних властивостей зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, виконаних АДЗ, дозволило зробити висновок, що найнижчі значення міцності в стані після зварювання мають з'єднання, виконані з попереднім підігрівом до 400 °С та складають 799 МПа, що становить 75 % від міцності основного металу (табл. 3). Найбіль-

шу міцність мають з'єднання, виконані із застосуванням присадного дроту BT1-00св на режимах, що забезпечують вміст металу BT1-00 в шві на рівні 10...13 %. В цьому разі значення міцності досягають 1002 МПа або 93 % від міцності основного металу. Ударна в'язкість зразків з гострим надрізом металу шва (KCV), виконаного з застосуванням присадного дроту BT1-00св зі швидкістю подачі 30 м/г при вмісті металу BT1-00 в шві на рівні 10...13 % досягає максимальних значень (5,5 Дж/см²). Значення ударної в'язкості зразків з гострим надрізом з'єднань, виконаних АДЗ, знаходяться майже на одному рівні 4,9...5,7 Дж/см², причому найбільші значення мають зразки, виконані з застосуванням флюсу.

Оскільки міцність матеріалу присадного дроту BT1-00св (295...470 МПа) набагато менше міцності основного металу титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe (1071 МПа) і не може служити легуючим матеріалом, який зміцнює, тому причиною підвищеної міцності з'єднань є зміна структури та фазового складу при зварюванні з додаванням присадного дроту BT1-00св та розлегування металу шва. Кількість β -фази зменшується, тому зварні з'єднання з розлегуванням будуть мати підвищені показники міцності порівняно зі з'єднаннями без зміни легування шва.

Якщо розглядати окремо властивості зварних з'єднань сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, виконаних без зміни хімічного складу металу шва, то найбільші міцність з'єднань на рівні 972 МПа і найбільшу ударну в'язкість металу шва на рівні 5,7 Дж/см² швів мають з'єднання, виконані на режимах зі зниженою погонною енергією. Так, зварювання по флюсу має мінімальну погонну енергію процесу на рівні 6480 Дж/см. Що майже вдвічі більше погонної енергії АДЗ наскрізним проплавленням (14256 Дж/см) та АДЗ з попереднім підігрівом (13392 Дж/см). Слід зауважити, що поперечна площа металу шва найбільша при АДЗ з попереднім підігрівом (см. табл. 2). Збільшення міцності з'єднань, виконаних на режимах зі зниженою погонною енергією можна пояснити меншою кількістю β -фази в металі шва. Зменшення кількості β -фази в металі шва відбувається

Таблиця 3. Механічні властивості основного металу та з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, виконаних АДЗ в стані після зварювання

Номер режиму	Тип зразка	Тимчасовий опір розриву σ_b , МПа	Межа плинності σ_p , МПа	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження Ψ , %	Ударна в'язкість, KCV, Дж/см ²
ОМ	Основний метал	1071	971	2,0	-	5,3
1	З'єднання	921	-	-	-	4,9
2	«-»	1002	936	10	27	5,5
3	«-»	960	-	-	-	3,5
4	«-»	799	-	-	-	4,3
5	«-»	972	925	8,0	23	5,7

в умовах зменшення швидкостей охолодження в інтервалі температур поліморфного перетворення $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ при охолодженні з'єднань.

Отримані дані дозволяють зробити висновок, що найбільшу міцність мають з'єднання, в яких метал шва має інший склад, ніж основний метал. Якщо порівнювати з'єднання, в яких хімічний склад металу не змінився, то найбільшу міцність (972 МПа або 90 % від міцності основного металу) мають з'єднання, виконані із застосуванням флюсу. Це дозволяє зробити висновок про доцільність застосування АДЗ вольфрамовим електродом по флюсу для виконання з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe. АДЗ по шару флюсу забезпечує найнижчі значення погонної енергії та мінімальні розміри шва та ЗТВ.

Напроти, найнижчі значення міцності мають з'єднання, виконані з попереднім підігрівом до 400 °С, що свідчить про недоцільність цього способу зварювання для виконання з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe.

Слід зазначити, що внаслідок впливу АДЗ на з'єднання псевдо- β -сплаву ВТ19 в швах також фіксується переважно β -фаза [15]. При цьому рівень міцності з'єднань при АДЗ із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св в кількості 22 % знаходиться на рівні $\sigma_B = 965$ МПа. З'єднання сплаву ВТ19, виконані ТІГ-зварюванням без застосування присадного матеріалу, мають показники тимчасового опору розриву на рівні $\sigma_B = 860$ МПа, що значно нижче міцності сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe.

Таким чином, досліджено властивості зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом, і встановлено, що з'єднання, виконані із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св в кількості 10..13 %, мають найбільшу міцність на рівні 1002 МПа або 93 % від міцності основного металу. При цьому кількість β -фази в металі шва складає 75 %. Для забезпечення рівномірної структури, розпаду метастабільних фаз і отримання рівномірності з'єднань їх необхідно піддавати подальшій термічній обробці.

Висновки

1. Режимы аргонодугового зварювання зі зниженою погонною енергією для економнолегованого псевдо- β сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe позитивно впливають на міцність з'єднань. Так, серед зварних з'єднань, виконаних без зміни хімічного складу металу шва, з'єднання, виконані зварюванням по флюсу з мінімальною погонною енергією та поперечною площею металу шва, мають най-

більші міцність 972 МПа і найбільшу ударну в'язкість на рівні 5,7 Дж/см².

2. Структура металу шва і ЗТВ з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, виконаного АДЗ, складається в основному з β -фази, з виділеннями метастабільної α -фази, розмір виділень частинок α -фази в шві дрібніший, ніж в основному металі та становить від менше 1 мкм до 3...4 мкм, найбільш дрібнодисперсні виділення метастабільної α -фази мають з'єднання, виконані АДЗ по флюсу, розмір виділень до 1...2 мкм.

3. З'єднання титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, виконані АДЗ з застосуванням присадного дроту ВТ1-00св в кількості 10...13 % в стані після зварювання, мають міцність на рівні 1002 МПа або 93 % від міцності основного металу. При цьому кількість β -фази в металі шва складає 75 %. Для забезпечення рівномірної структури шва ЗТВ та ОМ, розпаду метастабільних фаз і отримання рівномірності з'єднань, усі з'єднання необхідно піддавати подальшій термічній обробці.

Список літератури/References

1. Dhinakaran, V., Shriragav, S.V., Fahmidha, A.F.Y., Ravichandran, M. (2020). A review on the categorization of the welding process of pure titanium and its characterization. *Materials Today, Proceedings*, 27, 742–747.
2. Pasang, T., Tao, Y., Azizi, M. et al. (2017). Welding of titanium alloys. *MATEC Web of Conferences*, 123, p. 00001. EDP Sciences.
3. Ströber, K., Abele, C. (2018). Titanium Welding Technology for Series Production. *Lightweight Design worldwide*, 11(4), 12–15.
4. Reddy, M.K.P., Naik, R.P., Samatham, M., Kumar, C.H. (2020). Review on different welding techniques of Titanium and its alloys. *International Journal of Scientific Research in Science, Engineering and Technology* (www.ijrsrset.com)© 2020IJSRSET | Volume 7| Issue 1| Print ISSN: 2395-1990 | Online ISSN: 2394-4099.
5. Ночовная Н.А., Анташев В.Г. (2007) Титановые сплавы серии «LOW-COST» и возможности их применения. *Международная конференция Ti-2007 в СНГ*. Киев, РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, сс. 191–192. Nochovnaya, N.A., Antashev, V.G. (2007) Titanium alloys of «LOW-COST» series and possibilities of their application. *In: Proc. of Int. Conf. on Ti-2007 in CIS* (Kiev, IMF), 191–192.
6. Dobrescu, M., Dimitriu, S., Vasilescu, M. (2011) Studies on Ti–Al–Fe low-cost titanium alloys manufacturing, processing and applications. *Metalurgia International*, 16(4), 73.
7. Lin D.J., Ju C.P., Lin J.H.C. (1999) Structure and Properties of Cast Ti–Fe Alloys. *Transactions of the American Foundrymen's Society*, 107, 859–864.
8. Holden, F.C., Ogden, H.R., Jaffee, R.I. (1956) Heat Treatment and Mechanical Properties of Ti–Fe Alloys. *Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*, 206(5), 521–528.
9. Lee, D.B., Park, K.B., Jeong, H.W., Kim, S.E. (2002) Mechanical and Oxidation Properties of Ti–x Fe–y Si Alloys. *Materials Science and Engineering A*, 328(1-2), 161–168.
10. Tjering, G.Lu, Williams, J.C. (2003) *Titanium (engineering materials and processes)*. Berlin, Springer-Verlag.3.
11. Гуревич С.М., Блашук В.Е. (1968) Сварка титана плавящимся электродом в инертных газах. *Автоматическая сварка*, 11, 87–89.

- Gurevich, S.M., Blashchuk, V.E. (1968) Consumable electrode shielded-gas welding. *Avtomatich. Svarka*, **11**, 87–89 [in Russian].
12. Hong, S.H., Hwang, Y.J., Park, S.W. et al. (2019). Low-cost beta titanium cast alloys with good tensile properties developed with addition of commercial material. *J. of Alloys and Compounds*, 793, 271–276.
 13. Zheng, B., Dong, F., Zhang, Y. et al. (2018). Microstructure, mechanical properties and deformation behavior of new V-free low-cost Ti–6Al–xFe–yCr alloys. *Materials Research Express*, 6(2), 026551.
 14. Akhonin, S.V., Belous, V.Y., Selin, R.V., Kostin, V.A. (2021). Influence of TIG Welding Thermal Cycle on Temperature Distribution and Phase Transformation in Low-cost Titanium Alloy. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 688, № 1, p. 012012. IOP Publishing
 15. Akhonin, S.V., Bilous, V.Yu., Selin, R.V., Petrychenko I.K. (2020) Impact of TIG welding on the structure and mechanical properties of joints of pseudo- β -titanium alloy. *TPWJ*, 2, 9–15. <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.02.02>

ARGON-ARC WELDING OF HIGH-STRENGTH SPARSELY-DOPED PSEUDO- β -TITANIUM ALLOY Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe

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

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

Structural sparsely-doped titanium alloys are developed with the purpose of lowering the finished product cost. Possibility of application of tungsten electrode argon-arc welding (AAW) for sparsely-doped pseudo- β -titanium alloy Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe was evaluated. Influence of different kinds of argon-arc welding on weld formation and mechanical properties of Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe alloy joints were assessed. The effect of complete penetration AAW, semi-submerged AAW with feeding unalloyed titanium welding filler wire VT1-00sv was studied. It was found that the structure of metal of the weld and HAZ in welded joints of sparsely-doped titanium alloy Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe made by AAW consists mainly of β -phase with precipitates of metastable α -phase. Lowering of AAW heat input for Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe alloy has a positive impact on the joint strength. So, among the welded joints made without changing the weld metal composition, the joints made by semi-submerged arc welding have the highest strength of 972 MPa and the highest impact toughness on the level of 5.7 J/cm². 15 Ref., 3 Tabl., 3 Fig.

Keywords: titanium, titanium alloys, argon-arc welding, heat input, flux, wire, mechanical properties

Надійшла до редакції 16.04.2021

ЕЛЕКТРОННІ ВИДАННЯ

(електронні аналоги друкованих видань)

Патон Є.О. Фотоальбом. – Київ: «Горобець», 2020 – 116 с.

Paton E.O. Photo Album. – Kyiv: «Gorobets», 2020 – 116 p.

Рябцев І.А., Демченко Ю.В., Панфилов А.И. Износостойкий и коррозионностойкий биметалл. Киев: Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, 2020. – 224 с.

Лашенко Г.И., Никитюк Ю.А. Расширение технологических возможностей сварочного производства. – Киев: «ДИА», 2019. – 360 с.

Патон Б.Є. Фотоальбом. – Київ: «ДІА», 2018. – 196 с.

Paton B.E. Photo Album. – Kyiv: «DIA», 2018. – 196 p.

Физические процессы при сварке и обработке материалов. Теоретическое исследование, математическое моделирование, вычислительный эксперимент: Сб. статей и докладов под ред. акад. НАН Украины И.В. Кривцуна. – Киев: «ДИА», 2018. – 642 с.

Петров С.В., Катырджыоглу Т.Я. Технологические аспекты пароводяной плазмы. – Киев–Анкара: «ДИА», 2018. – 528 с.

Титан 2018. Производство и применение в Украине: Сб. докладов межд. конф. под ред. С.В. Ахонина. – Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2018. – 168 с.

Замовлення на електронні видання надсилають до редакції журналу «Автоматичне зварювання».

Видання висилаються Замовнику електронною поштою у форматі .pdf.

Титан. Технологии. Производство. (Тематический сборник статей, опубликованных в журналах «Современная электрометаллургия» и «Автоматическая сварка» в 2014–2016 гг.). Выпуск четвертый. – Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2017. – 254 с.

Наплавка. Технологии. Материалы. Оборудование. Сб. статей и докладов под ред. И.А. Рябцева, И.А. Кондратьева, Е.Ф. Переплетчикова, Ю.М. Кускова. Киев: ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ, 2015. – 402 с.

Сидорец В.Н., Пентегов И.В. Детерминированный хаос в нелинейных цепях с электрической дугой. Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2013. – 272 с.

Сварка и наплавка меди и сплавов на ее основе. Составители: В.М. Илюшенко, Е.П. Лукьяненко. – Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2013. – 396 с.

Назаренко О.К., Нестеренков В.М., Бондарев А.А., Кравчук Л.А., Архангельский Ю.А. Электроннолучевая сварка буровых долот. Киев: ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, 2012. – 116 с.

Металлургия дуговой сварки и сварочные материалы. Сб. статей и докладов под ред. акад. НАН Украины И.К. Походни. Киев: «Академперіодика», 2012. – 526 с.

ВПЛИВ ТЕРМІЧНИХ ЦИКЛІВ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО ЗВАРЮВАННЯ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ 1570 НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ

В.М. Нестеренков, В.В. Скрябінський, М.О. Русиник

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

Досліджували вплив швидкості зварювання на міцність з'єднань і розміри зони термічного впливу при електронно-променевому зварюванні сплаву 1570. Експериментально визначали термічні цикли в хвостовій частині зварювальної ванни і точок на поверхні металу в навколошовній зоні. За термічними циклами зварювальної ванни розраховували швидкість гарту металу шва і досліджували її вплив на механічні властивості з'єднань до і після штучного старіння. Зменшення швидкості зварювання і, як наслідок, збільшення часу існування рідкої фази призводить до підвищення твердості металу шва після старіння, що ймовірно пов'язано з більш повним розчиненням первинних інтерметалідів скандію і переходом його в пересичений твердий розчин при охолодженні. Вимірюючи твердість металу в поперечному перерізі з'єднань, по термічним циклам відповідних точок визначили, що температура початку втрати міцності металу при електронно-променевому зварюванні сплаву 1570 знаходиться в інтервалі 450...560 °С. Встановлено, що штучне старіння робить зварні з'єднання рівномірними зі штампованими напівфабрикатами, а обробка вибухом малоефективна. Збільшити міцність з'єднань до рівня міцності нагартованих плит можливо шляхом пластичної деформації на 20 % і подальшим штучним старінням. Бібліогр. 7, табл. 3, рис. 8.

Ключові слова: електронно-променеве зварювання, алюмінієвий сплав, зварні з'єднання, термічні цикли, механічні властивості, штучне старіння

Сплав 1570 системи Al–Mg–Sc прийнято вважати термічно незміцнюючим, оскільки при його виробництві не застосовується зміцнююча термічна обробка у вигляді гарту і штучного старіння. Однак при литті напівфабрикатів сплаву відбувається фіксація скандію в пересиченому твердому розчині (тобто гарт) і зміцнення сплаву при наступних нагріваннях (тобто старіння) [1]. Високі механічні властивості сплаву обумовлені утворенням зміцнюючих частинок фази Al_3Sc , що виділяються при нагріванні і деформації з пересиченого твердого розчину. Одна з причин позитивного впливу скандію на характеристики міцності сплавів системи Al–Mg – стабільність утвореної в результаті обробки тиском нерекристалізованої структури, яка обумовлена утворенням вторинних частинок фази Al_3Sc , що виділяються при нагріванні і деформації з пересиченого твердого розчину. Друга причина зміцнення – безпосередня зміцнююча дія частинок фази Al_3Sc [2].

Скандій відноситься до тугоплавких елементів і його введення в легкоплавкі сплави алюмінію представляє відомі складності. Для полегшення засвоєння алюмінієвим розплавом тугоплавкий елемент – скандій вводять у вигляді лігатури Al – 2 % Sc. Причому концентрація твердого розчину скандію в алюмінії в лігатурі не перевищує 0,7...0,8 %. А більша частина скандію знаходиться у вигляді первинних інтерметалідів Al_3Sc , які мають високу термічну стабільність і вкрай по-

вільно розчиняються в алюмінієвому розплаві. Для прискорення цього процесу розплав перегрівають [3]. Отже, на розчинення інтерметалідів Al_3Sc істотний вплив мають температура і час існування розплаву. При виробництві напівфабрикатів сплаву 1570 деяка частина скандію не переходить в твердий розчин, а виділяється з розплаву у вигляді первинних інтерметалідів, які містять Sc та Zr [1]. Таким чином, при існуючих технологіях виробництва деяка частина основного зміцнюючого і найбільш дорогого компонента сплаву 1570 – скандію в його зміцненні не бере участь.

На дослідних сплавах Al–Mg–Sc, при вмісті скандію 0,4...1,0 % встановлено, що при швидкості гарту 10^2 °С/с скандій частково переходить в пересичений твердий розчин, а частково кристалізується у вигляді інтерметалідів. При швидкості гарту 10^5 °С/с в пересичений твердий розчин переходить значно більше скандію, що сприяє зростанню щільності виділень зміцнюючої фази Al_3Sc , утвореної в процесі старіння, в 10^2 разів [4, 5]. Використовуючи для зварювання таке висококонцентроване джерело нагріву як електронний промінь, можна в широких межах змінювати швидкість зварювання, змінюючи при цьому температурний режим зварювальної ванни, час існування рідкої фази, а також швидкість охолодження металу шва відразу після затвердіння (тобто швидкість гарту). Таким чином, ми, ймовірно, зможемо змінювати кількість в твердому розчині скандію, що фіксу-

ється, що дозволить впливати на міцність зварних з'єднань після подальшого штучного старіння.

Мета роботи – експериментально визначити термічні цикли в хвостовій частині зварювальної ванни і точок на поверхні металу в зоні термічного впливу (ЗТВ) при електронно-променевому зварюванні (ЕПЗ) сплаву 1570. За термічними циклами зварювальної ванни розраховували швидкість гарту металу шва і досліджували її вплив на механічні властивості з'єднань до і після штучного старіння. Вимірюючи твердість металу в поперечному перерізі з'єднань, по термічним циклам відповідних точок знаходили температуру початку знеміцнення сплаву. Також визначали вплив термомеханічної обробки на зміцнення зварних з'єднань.

Методика експерименту. Термічні цикли зварювальної ванни і ЗТВ визначали при ЕПЗ плит алюмінієвого сплаву АМг6 (найбільш близького за хімічним складом до сплаву 1570), товщиною 15 мм. Режим зварювання були підібрані таким чином, щоб забезпечити гарантоване проплавлення з формуванням рівномірного посилення шва. При визначенні термічних циклів зварювальної ванни в її хвостову частину занурювали спай хромель-алюмелевої термопар і записували її показання самописним приладом [6]. Записували безпосередньо температуру зварювальної ванни, а миттєву швидкість охолодження визначали як тангенс кута нахилу дотичної до графіка функції температури в цікавій для нас точці. Термічні цикли ЗТВ визначали за показаннями термопар, які були зачekanені на відстані 1, 3, 5 та 7 мм від лінії сплавлення. З метою зменшення інерційності вимірювань діаметр дроту для виготовлення термопар вибирали мінімально можливий (0,1 мм). Показання термопар записували самописним приладом типу НЗ38. Швидкість протягання стрічки становила 100 мм/с.

Експериментальна частина. Криві охолодження металу зварювальної ванни і зварного шва для різних швидкостей ЕПЗ показані на рис. 1. З рис. 1 видно, що після досягнення свого максимуму температура знижується за експоненціальним законом. За отриманими кривими розраховували швидкості охолодження металу зварювальної ванни відразу після кристалізації (швидкість гарту). При підвищенні швидкості зварювання від 2,8 до 16,8 мм/с швидкість охолодження збільшується з $5 \cdot 10^2$ до $1 \cdot 10^4$ °C/с. Дослідження впливу швидкості гарту металу шва на міцність зварних з'єднань проводили на штампованих плитах сплаву 1570

товщиною 30 мм. Хімічний склад основного металу і металу шва наведено в табл. 1.

Експерименти проводили на електронно-променевій зварювальній установці УЛ 209М з джерелом живлення ЕЛА 60/60 з напругою 60 кВ. При ЕПЗ струм променя і струм фокусування вибирали з умови гарантованого проплавлення і формування зворотного валика шва. Використовували кругову розгортку променя діаметром 1,5 мм і частотою 600 Гц. Зварні шви мали ширину близько 3 мм при практично паралельних межах зони проплавлення в центральній і нижній частині.

Вимірами твердості оцінювали ступінь втрати міцності і зміни властивостей металу шва і зони термічного впливу. Використовували прилад Роквел з навантаженням на сталеву кульку 600 Н за шкалою В при діаметрі кульки 1,0 мм. Термічні цикли точок на поверхні зварювальних плит показані на рис. 2, а результати вимірювань твердості на рис. 3. З рисунків видно, що для швидкостей зварювання 2,8 та 16,8 мм/с ширина ЗТВ не перевищує 3 мм. Короткочасний нагрів сплаву 1570 до 450 °C не супроводжується зменшенням твердості. Короткочасні підйоми температури до 560 °C і вище призводять до зменшення твердості на 2 ... 3 од. *HRB*.

Частина зварних зразків була термооброблена протягом 1 год при температурі 350 °C. Проведено вимірювання твердості в поперечному перерізі з'єднань і механічні випробування зразків на розтягання (табл. 2). До проведення термообробки твердість металу шва становила *HRB* 81...82 од. Після штучного старіння твердість металу шва

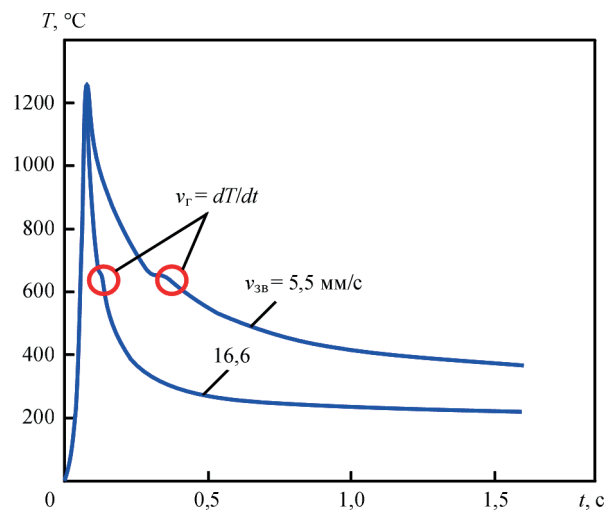


Рис. 1. Виміряні експериментальні криві охолодження металу зварювальної ванни при ЕПЗ сплаву АМг6 з різними швидкостями

Таблиця 1. Хімічний склад (мас. %) основного металу та металу шва штампованого напівфабрикату сплаву 1570

Місце визначення	Al	Mg	Mn	Sc	Zr	Si	Fe	Cu	Zn
Основний метал	Основа	6,45	0,32	0,16	0,025	0,041	0,07	0,014	0,02
Зварний шов	->-	6,35	0,31	0,16	0,025	0,040	0,06	0,015	0,02

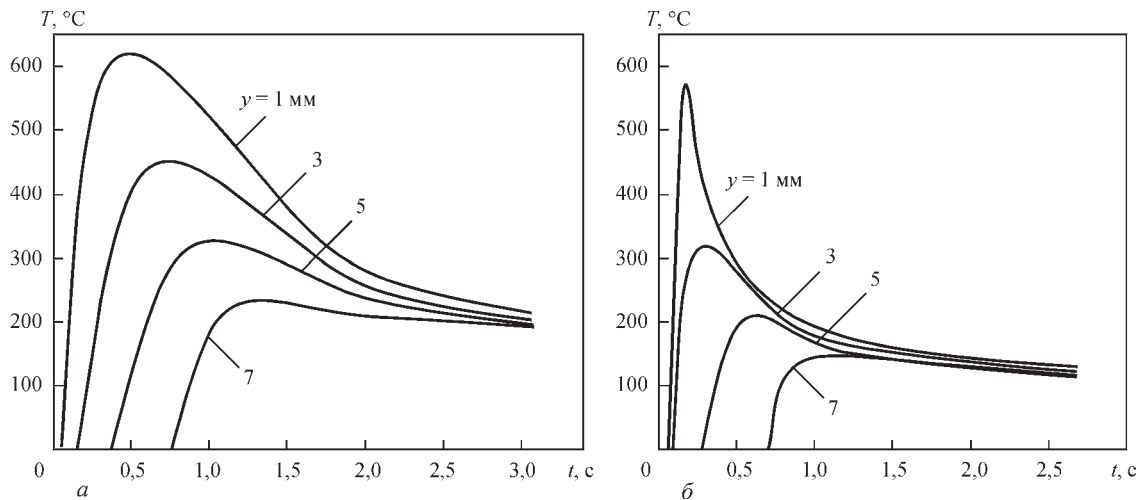


Рис. 2. Термічні цикли точок на поверхні плит сплаву АМг6 при ЕПЗ зі швидкістю: а – 2,8 мм/с; б – 16,8 (у – відстань від лінії сплавлення)

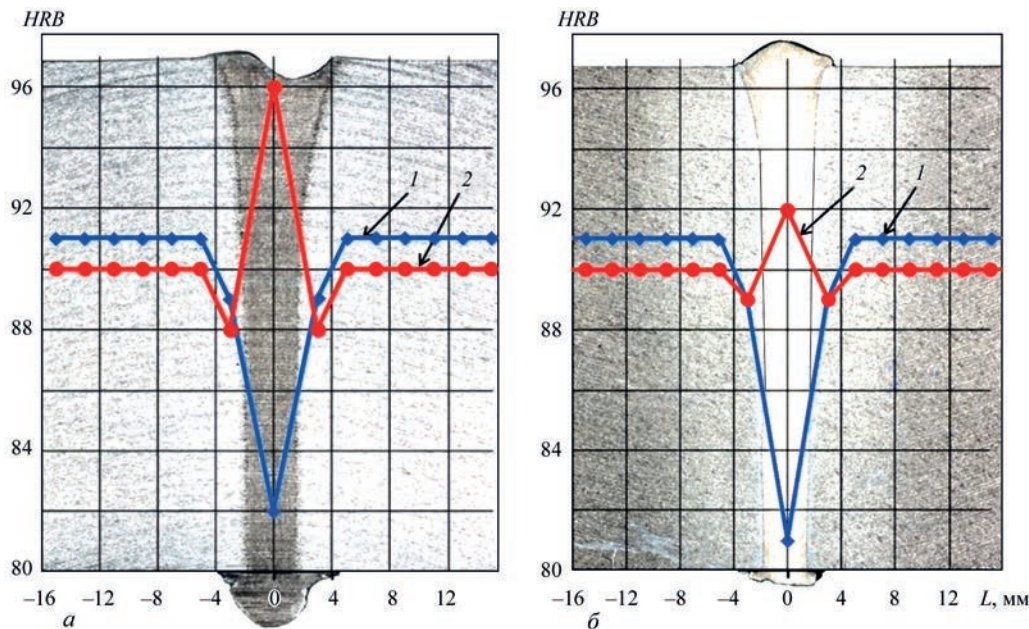


Рис. 3. Розподіл твердості у поперечному перерізі з’єднань, зварених зі швидкістю 2,8 (а) та 16,8 мм/с (б). Криві 1 – зварні з’єднання без термообробки; 2 – після штучного старіння

підвищилася до рівня, що перевищує твердість основного металу на HRB 1...2 од. при швидкості зварювання 16,8 мм/с і на HRB 5...6 од. при швидкості зварювання 2,8 мм/с. Тобто при зменшенні швидкості зварювання твердість металу шва зросла. Тобто, зміцнюючих вторинних частинок Al_3Sc при малій швидкості зварювання після термообробки виділилося більше. Після зварювання весь скандій, що міститься в металі шва, повинен перебувати або в пересиченому твердому розчині, розпад якого обумовлює зміцнення сплаву при старінні, або у вигляді первинних інтерметалідів, які в зміцненні сплаву не беруть участь. Чим менше швидкість зварювання, тим менше швидкість його охолодження, але більше час, коли метал шва знаходиться в рідкому стані в зоні впливу електронного променя. Ймовірно, збільшення часу існування рідкої фази призвело до розчинення більшої

Таблиця 2. Тимчасовий опір σ_b (МПа) зварних з’єднань штампованого напівфабрикату сплаву 1570 товщиною 30 мм без термообробки і після штучного старіння для різних швидкостей зварювання

Швидкість зварювання, мм/с	Швидкість гарту металу шва, °C/с	σ_b зварного з’єднання, МПа	σ_b зварного з’єднання після штучного старіння, МПа
2,8	$>5 \cdot 10^2$	326 ... 332 328	383 ... 386 (*) 384
16,8	$>1 \cdot 10^4$	329 ... 332 331	385 ... 387 (*) 386

Примітка. У чисельнику наведено мінімальне і максимальне значення, в знаменнику – середнє значення трьох вимірів. (*) – руйнування 100 % зразків сталось по основному металу за межами ЗТВ.

кількості первинних інтерметалідів і, відповідно, до фіксації більшої кількості скандію в твердому розчині при охолодженні. Отже, на перехід скандію в твердий розчин металу шва швидкість зва-

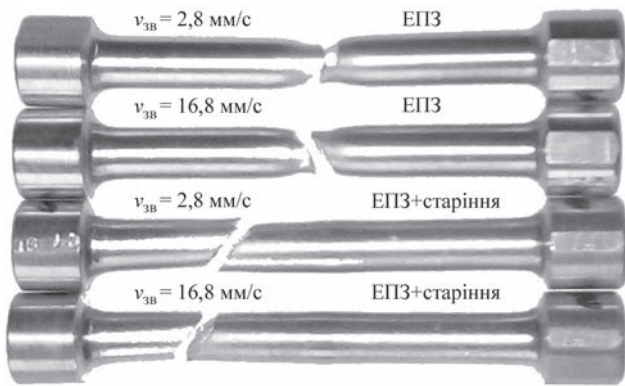


Рис. 4. Характер руйнування зразків після випробування на розрив з'єднань сплаву 1570 без термообробки і після штучного старіння (зварні шви розташовані по центру зразків)

рювання впливає більше, ніж швидкість подальшого охолодження і загартування металу. Таким чином, після електронно-променевого переплаву і подальшого старіння твердість металу шва виявляється вищою за твердість вихідних штампованих напівфабрикатів сплаву 1570. Це, ймовірно, відбувається за рахунок більш повного засвоєння скандію, що знаходиться в сплаві.

З табл. 2 видно, що міцність зварних з'єднань як до, так і після термічної обробки мало залежить від швидкості гарту металу шва. Руйнування розривних зразків (рис. 4.) відбувається по ділянці з найменшою міцністю. До проведення штучного старіння такою ділянкою є зварний шов. Після старіння всі зразки зруйнувалися по основному металу за межами ЗТВ, тобто старіння при 350 °C зміцнює метал шва до рівня вище міцності основного металу. В тих випадках, коли після зварювання передбачена термічна обробка з'єднань, швидкість ЕПЗ сплаву 1570 можна регулювати в широких межах, не побоюючись зниження їх міцності.

Підвищити властивості міцності зварного шва і зони термічного впливу алюмінієвих сплавів в деяких випадках вдається за допомогою обробки зварних з'єднань вибухом [7]. Дослідження ефективності такої обробки стосовно до з'єднань сплаву 1570 проводили на штампованих плитах товщиною 60 мм, зварених електронним променем. Зарядами вибухових речовин (ВР) послідовно обробляли лицьовий, а потім зворотний бік з'єднань. Обробці піддавали зварний шов і прилеглі ділянки шириною близько 50 мм. Застосували два режими обробки, які відрізнялися потужністю заряду вибухової речовини. При використанні слабкого заряду (режим 1) помітної деформації поверхні оброблюваних плит не відбулося. Більш потужний заряд (режим 2) деформував оброблювані плити до 0,5 мм в місцях розташування ВР. На рис. 5 показані результати вимірів твердості в поперечному перерізі зварних з'єднань.

Вибухова обробка підвищує твердість металу шва на відстані 10 мм від поверхні плит з HRB 82...83 до HRB 88...90. У центральній по тов-

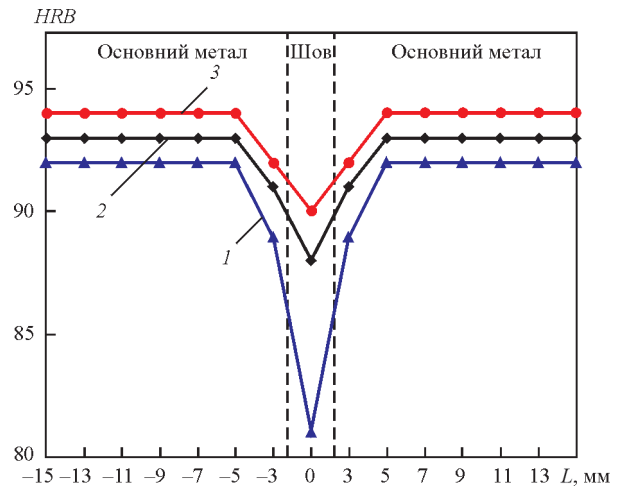


Рис. 5. Розподіл твердості в поперечному перерізі зварних з'єднань сплаву 1570 на відстані 10 мм від поверхні плит (1 – після зварювання; 2 – зварювання + вибухова обробка на режимі 1; 3 – зварювання + вибухова обробка на режимі 2)

щині з'єднання частині шва твердість підвищилася до HRB 86 ... 88. Твердість основного металу і ЗТВ після обробки збільшилася незначно (на HRB 1...3 од.). Частина зразків після вибухової обробки були штучно зістарені при 320 °C протягом 1 год. Термообробка збільшила твердість металу шва до рівня основного металу (рис. 6). Деяке зниження твердості (на HRB 1...2 од.) спостерігається тільки в ЗТВ, ширина якої не перевищує 3 мм.

Подальшими дослідженнями було встановлено, що вибухова обробка на режимі 1 не вплинула на механічні властивості зварних з'єднань. При збільшенні потужності ВВ (обробка на режимі 2) тимчасовий опір з'єднань незначно збільшується (на 10...20 МПа). Подальша термічна обробка дає підвищення тимчасового опору до того ж рівня, який досягається і без вибухової обробки. Таким чином, обробка вибухом зварних з'єднань сплаву 1570 не тільки технологічно складна, але мало ефективна і, отже, не є доцільною.

Дослідження впливу пластичної деформації на механічні властивості з'єднань сплаву 1570 проводили на нагартованих плитах товщиною 26 мм.

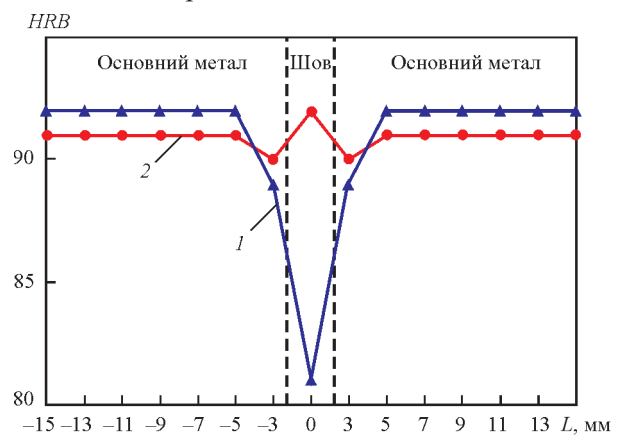


Рис. 6. Розподіл твердості в поперечному перерізі зварних з'єднань сплаву 1570 (1 – після зварювання; 2 – зварювання + вибухова обробка на режимі 2 + штучне старіння)

Холодну пластичну деформацію здійснювали за допомогою прокатки. Перед прокаткою посилення і корінь шва видаляли механічною обробкою до рівня поверхні основного металу. Напрямок прокатки співпадав з напрямком зварювання. Результати вимірювання твердості в поперечному перерізі зварних з'єднань показані на рис. 7. Пластична деформація збільшує твердість металу шва з *HRB* 81...82 до 91...93, а основного металу з *HRB* 94...95 до 101...103. Основне підвищення твердості відбувається при ступені пластичної деформації від 0 до 30 %. Подальша пластична деформація не має помітного впливу на збільшення твердості.

Механічні властивості з'єднань після прокатки наведені на рис. 8. Зі збільшенням ступеня деформації до 40 % тимчасовий опір зростає з 320 до 420 МПа, а умовна межа плинності з 210 до 350 МПа. Важливо, що при цьому пластичність

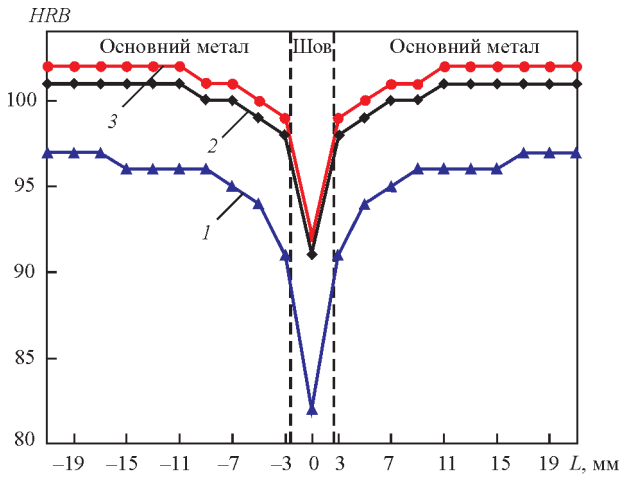


Рис. 7. Розподіл твердості в поперечному перерізі зварних з'єднань нагартованих плит сплаву 1570 товщиною 26 мм (1 – після зварювання; 2 – зварювання + нагартівка 20 %; 3 – зварювання + нагартівка 40 %)

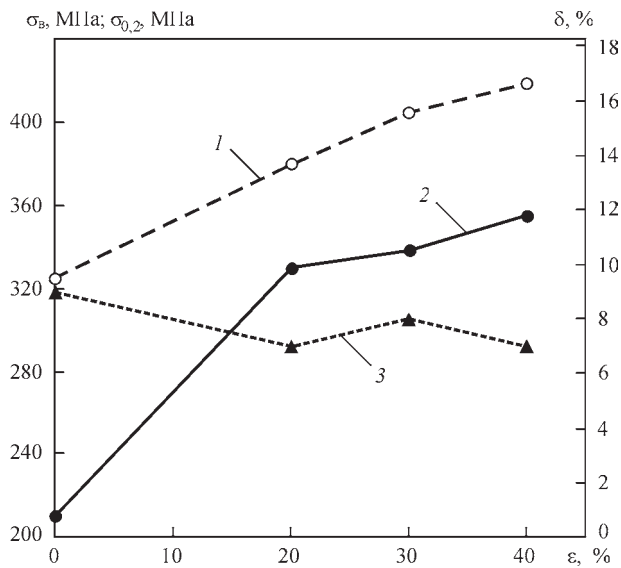


Рис. 8. Механічні властивості зварних з'єднань нагартованих плит сплаву 1570 товщиною 26 мм в залежності від ступеня нагартівки (1 – тимчасовий опір σ_b , МПа; 2 – умовна межа плинності $\sigma_{0,2}$, МПа; 3 – відносне подовження δ , %)

Таблиця 3. Тимчасовий опір основного металу і зварних з'єднань σ_b (МПа) нагартованих плит сплаву 1570 після нагартівки і штучного старіння

Об'єкт випробувань	Ступінь пластичної деформації, %			
	0	20	30	40
Основний метал	402...415 410	–	–	–
Зварне з'єднання	320...332 325	362...384 376	402...411 408	412...424 419
Зварне з'єднання після штучного старіння	392...402 396	401...405 404	415...419 417	424...426 425

з'єднань практично не змінюється. При деформації 30 % міцність зварних з'єднань виходить на рівень міцності нагартованих напівфабрикатів.

Частина зразків після пластичної деформації зістарили при температурі 350 °С протягом 1 год. Результати випробувань цих зразків наведені в табл. 3. З табл. 3 видно, що тимчасовий опір термооброблених зразків зростає зі збільшенням ступеня пластичної деформації. У всіх випадках штучне старіння додатково збільшує міцність з'єднань на 10...80 МПа.

Висновки

Встановлено, що штучне старіння зварних з'єднань, отриманих способом ЕПЗ, підвищує твердість металу шва вище рівня твердості основного металу штампованих напівфабрикатів. Найбільше підвищення твердості (на 5...6 од. *HRB*) відбувається при малій швидкості зварювання (2,8 мм/с) і, відповідно, при малій швидкості гарту ($5 \cdot 10^2$ °С/с). Отже, швидкість гарту не грає вирішальної ролі для зміцнення металу шва при старінні. З іншого боку зменшення швидкості зварювання збільшує час перебування металу в рідкому стані в зоні впливу електронного променя. При цьому, ймовірно, відбувається не тільки розчинення дрібнодисперсних вторинних частинок Al_3Sc , але і більш повне розчинення великих первинних інтерметалідів скандію. При охолодженні скандій переходить в пересичений твердий розчин з наступним виділенням більшої кількості зміцнюючих вторинних частинок Al_3Sc при штучному старінні.

Після штучного старіння всі зразки руйнуються по основному металу за межами ЗТВ, тобто в тих випадках, коли після зварювання передбачена термічна обробка з'єднань, швидкість ЕПЗ сплаву 1570 можна регулювати в широких межах, не побоюючись зниження їх міцності.

Температура початку знеміцнення металу в зоні термічного впливу при ЕПЗ знаходиться в інтервалі 450...560 °С. Ширина ЗТВ в широкому діапазоні зміни швидкості зварювання не перевищує 3 мм.

Досліджено вплив термічної і вибухової обробки, а також пластичної деформації на механічні властивості з'єднань сплаву 1570. Встановлено, що штучне старіння робить зварні з'єднання однаково міцними зі штампованими напівфабрикатами, а обробка вибухом мало ефективна. Збільшити міцність з'єднань до рівня міцності нагартованих плит можливо шляхом пластичної деформації на 20 % і подальшим штучним старінням.

Список літератури

1. Филатов Ю.А. (2014) Сплавы системы Al–Mg–Sc как особая группа деформируемых алюминиевых сплавов. *Технология легких сплавов*, 2, 34–41.
2. Дриц М.Е., Павленко С.Г., Торопова Л.С. и др. (1981) О механизме влияния скандия на повышение прочности и термической стабильности сплавов системы Al–Mg. *ДАН СССР*, 257, 2, 353–356.
3. Захаров В.В., Фисенко И.А. (2013) Об экономии скандия при легировании им алюминиевых сплавов. *Технология легких сплавов*, 4, 52–60.
4. Березина А.Л., Сегида Е.А., Монастырская Т.А., Котко А.В. (2008) Влияние скорости кристаллизации на аномальное пересыщение Al–Mg–Sc сплавов. *Металлофизика и новейшие технологии*, 30, 6, 849–857.
5. Федорчук В.Е., Кушнарева О.С., Алексеенко Т.А., Фальченко Ю.В. (2014) Особенности легирования скандием металла швов сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов. *Автоматическая сварка*, 5, 30–34.
6. Скрябинський В.В., Нестеренков В.М., Русиник М.О., Страшко В.Р. (2020) Вплив режиму електронно-промене-

вого зварювання, термічної обробки і пластичної деформації на міцність з'єднань алюмінієвого сплаву 1570. *Там само*, 5, 10–15.

7. Третьак Н.Г., Саенко М.И., Петушков В.Г. (1980) Упрочнение взрывом сварных соединений из сплава 1201. *Там же*, 9, 67–68.

References

1. Filatov, Yu.A. (2014) Alloys of Al–Mg–Sc system as a special group of wrought aluminium alloys. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, 2, 34–41 [in Russian].
2. Drits, M.E., Pavlenko, S.G., Toropova, L.S. et al. (1981) About mechanism of scandium effect on improvement of strength and thermal stability of Al–Mg system alloys. *DAN SSSR*, 257(2), 353–356 [in Russian].
3. Zakharov, V.V., Fisenko, I.A. (2013) On saving scandium when alloying aluminium alloys with it. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, 4, 52–60 [in Russian].
4. Berezina, A.L., Segida, E.A., Monastyrskaya, T.A., Kotko, A.V. (2008) Influence of solidification rate on anomalous supersaturation of Al–Mg–Sc alloys. *Metallfizika i Novejshe Tekhnologii*, 30(6), 849–857 [in Russian].
5. Fedorchuk, V.E., Kushnaryova, O.S., Alekseenko, T.A., Falchenko, Yu.V. (2014) Peculiarities of alloying of weld metal of high-strength aluminium alloy welded joints with scandium. *The Paton Welding J.*, 5, 28–32.
6. Skryabinskyi, V.V., Nesterenkov, V.M., Rusynuk, M.O., Strashko, V.R. (2020) Effect of mode of electron beam welding, heat treatment and plastic deformation on strength of joints of aluminium 1570 alloy. *Ibid.*, 5, 9–14.
7. Tretyak, N.G., Saenko, M.I., Petushkov, V.G. (1980) Explosion strengthening of welded joints of 1201 alloy. *Avtomatich. Svarka*, 9, 67–68 [in Russian].

EFFECT OF THERMAL CYCLES IN ELECTRON BEAM WELDING OF ALUMINUM 1570 ALLOY ON MECHANICAL PROPERTIES OF WELDED JOINTS

V.M. Nesterenkov, V.V. Skryabinsky, M.O. Rusynuk

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The effect of welding speed on the strength of joints and the size of the heat-affected-zone in electron beam welding of 1570 alloy was investigated. Thermal cycles in the tail part of the welding pool and spots in the metal surface in the near-weld zone were determined. According to the thermal cycles of the welding pool, the rate of hardening of the weld metal was calculated and its effect on the mechanical properties of the joints before and after artificial aging was investigated. Decrease in the welding speed and, consequently, increase in the lifetime of the liquid phase leads to the growth of hardness of the weld metal after aging, which is probably associated with a more complete dissolution of primary scandium intermetallics and its transition to a supersaturated solid solution during cooling. Measuring the hardness of metal in the cross-section of the joints, according to the thermal cycles of the corresponding spots, it was determined that the temperature of the beginning of the loss of strength of the metal in electron beam welding of 1570 alloy is in the range of 450...560 °C. It was found that artificial aging makes welded joints full strength with stamped semi-finished products, and explosion treatment is ineffective. It is possible to increase the strength of joints to the level of strength of hardened plates by plastic deformation by 20% and a subsequent artificial aging. 7 Ref., 3 Tabl., 8 Fig.

Keywords: electron beam welding, aluminum alloy, welded joints, thermal cycles, mechanical properties, artificial aging

Надійшла до редакції 14.04.2021

Нова книга



Электронно-лучевая сварка. Технологии. Оборудование. Материалы: Сб. статей под ред. чл.-корр. НАН Украины В.М. Нестеренкова. — Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, 2021. — 390 с.

Сборник включает 38 статей сотрудников отдела «Физические процессы, техника и оборудование для электронно-лучевой и лазерной сварки» Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, опубликованных за период 2011–2020 гг. В нем обобщен опыт научно-исследовательской и инженерной деятельности отдела в области электронно-лучевой сварки. Может быть интересен и полезен ученым, инженерам и технологам, занимающимся проблемами соединения металлов с помощью высококонцентрированных источников нагрева, а также аспирантам и студентам, изучающим теоретические основы электронно-лучевой сварки и родственных процессов.

ANALYSIS OF THE PROPERTIES OF ELECTRON BEAM WELDED JOINTS OF ALUMINIUM LITHIUM ALLOY LATEST GENERATION

Mir. Sahul¹, Mar. Sahul², L. Čaplovič², M. Marônek¹, I. Klochkov³, S. Motrunich³

¹ Slovak University of Technology in Bratislava, Faculty of Materials Science and Technology in Trnava, Department of Welding and Joining of Materials, J. Bottu 25, 917 24 Trnava, Slovakia. E-mail: miroslav.sahul@stuba.sk

² Slovak University of Technology in Bratislava, Faculty of Materials Science and Technology in Trnava, Institute of Materials Science, J. Bottu 25, 917 24 Trnava, Slovakia

³ E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Electron beam welded joints made on AW2099 aluminium lithium alloy with the thickness of 4 mm were analysed. The third generation of aluminium lithium alloys was developed to improve the drawbacks of the second one. Various electron beam welding parameters (beam current, welding speed) were tested. Accelerating voltage was constant, i.e., 55 kV. Defect free welded joints were produced under optimized welding parameters. Weld metal microstructure and welded joints mechanical properties were investigated. Microstructure of weld metal matrix consists of α -aluminium solid solution. Inter-dendrite areas were enriched in alloying elements due to segregation. Narrow equiaxed zone was observed at the location close to the fusion boundary being characteristic for welded joints made on aluminium lithium alloys. The character of the grains changed in the direction towards weld metal centre to columnar dendritic and equiaxed dendritic. Microhardness values reduction in the weld metal was observed which is associated to the dissolution of strengthening precipitates. 22 Ref., 1 Tabl., 9 Fig.

Keywords: AW2099 aluminium lithium alloy, electron beam welding, equiaxed zone, scanning electron microscopy, drop of microhardness

1. Introduction

Aluminium lithium alloys have received extensive attention in aerospace industry due to low density, high strength/weight ratio, high Young's modulus, improved fatigue crack growth resistance and resistance to corrosion. It is known that adding of 1% of lithium resulted in the decrease in density by 3 % and improvement in Young's modulus by 6 % [1-7].

The third generation of aluminium lithium alloys was developed to remove the disadvantages of previous generation. Important representatives of newly developed alloys are 2099 and 2199 being applied in the fuselage's skin stringer components [8]. Al-Li alloys of the new generation are characteristic by higher Cu/Li ratio than previous generation [9]. The application of 2099 alloy caused the reduction of weight of wing components by 14 % and cryogenic tanks by 21 % [10].

Currently, worldwide research focuses on the welding of aluminium lithium alloys. Friction stir welding belongs to the possible joining methods [11-18]. The main issues when fusion welding of these alloys is carried out are porosity, hot cracking, evaporation of alloying elements and decrease in mechanical properties. Drop in mechanical properties is associated with the dissolution of strengthening precipitates due to thermal cycle of welding. From this point of

view, the application of low heat input electron beam welding could be more convenient. High welding speeds lead to formation of minimum deformations and residual stresses. Furthermore, narrower weld metal and HAZ represents softening region of much smaller dimensions in comparison to conventional arc welding processes [19,20].

Only a few papers focus on the electron beam weldability of AW2099 aluminium lithium alloy have been published. The purpose of the paper is to analyse the properties of electron beam welded joints made on latest generation AW2099 aluminium lithium alloy.

2. Materials and Methods

AW2099 aluminium lithium alloy, 4 mm thick, was suggested as experimental material. Initial thickness of as delivered alloy was 25.4 mm. The thickness of AW2099 alloy was reduced to 4 mm. Solution annealing at 530 °C/1 hr. was carried out before hot rolling. The chemical composition of the AW 2099 alloy provided by Smiths High Performance is given in Tab. 1.

PZ EZ 30 STU electron beam welding machine from First Welding Company, Inc. in Bratislava with the maximum accelerating voltage of 60 kV was used for manufacturing of welded joints (Fig. 1). The maximum beam current 500 mA and output power are 30 kW. Welded joints were produced in the Centre

Sahul Mir. – <https://orcid.org/0000-0001-5091-6381>, Sahul Mar. – <https://orcid.org/0000-0001-9472-500X>, Čaplovič L. – <https://orcid.org/0000-0002-2280-008X>, Maronek M. – <https://orcid.org/0000-0002-4716-8092>, Klochkov I. – <https://orcid.org/0000-0001-6490-8905>, Motrunich S. – <https://orcid.org/0000-0002-8841-8609>
© Mir. Sahul, Mar. Sahul, L. Čaplovič, M. Marônek, I. Klochkov, S. Motrunich, 2021

Table 1. Chemical composition of AW2099 aluminium lithium alloy

Cu	Li	Zn	Mg	Mn	Zr	Ti	Fe	Si	Be	others	Al
2.7	1.8	0.70	0.30	0.30	0.09	0.10	0.07	0.05	0.0001	0.03	Bal.

of Excellence of 5-axis Machining (CE5AM) of the Faculty of Materials Science and Technology in Trnava, Slovakia. The vertical electron beam welding was carried out within experiments. The volume of vacuum chamber is 14.3 m³. The vacuum level during welding was 10⁻² Pa. Accelerating voltage of 55 kV and focusing current of 885 mA were used.

After metallographic preparation, the samples were etched with Keller's reagent (chemical composition 1 ml HF + 1.5 ml HCl + 2.5 ml HNO₃ + 95 ml distilled H₂O). High resolution field emission gun scanning electron microscope JEOL JSM 7600 F with EDS analyser X-max 50 mm² of Oxford Instruments was used to identify elemental distribution across investigated location. Microhardness measurements across base metal – HAZ – weld metal interface was carried out on Buehler IndentaMet 1100™ Series microhardness tester. The parameters of measurements were as follows: loading force 0.98 N, dwell time 10 s. Distance between indents in base metal and HAZ was 100 μm and 500 μm within the weld metal.

3. Results

Effect of welding parameters on the weld bead appearance and weld defects is given in Fig. 2. When beam current of 50 mA was used, the application of welding speeds up to 20 mm/s resulted in the drop through. The heat input was too high in such cases. Increasing the welding speed to 30 mm/s resulted in the elimination of mentioned burn through. On the other hand, slight undercut was observed. Increase of beam current to 60 and 70 mA (at welding speed of 30 mm/s) resulted in solidification cracking. Smooth surface without weld defects was observed when lower heat inputs were applied. Beam currents 60 and 65 mA and welding speeds from 50 mm/s to 80 mm/s resulted in the production of defect-free welded joints with smooth surface.



Fig. 1. PZ EZ 30 STU electron beam welding machine

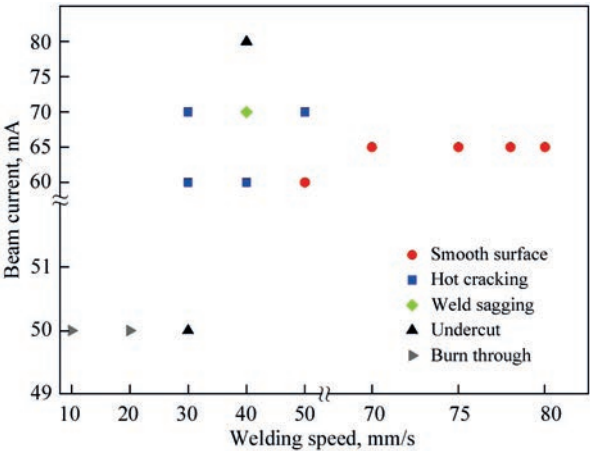


Fig. 2. Effect of welding parameters on bead appearance and type of weld defects

Microstructure of weld metal – heat affected zone interface (welded joint produced with beam current of 50 mA and welding speed of 30 mm/s) is given in Fig. 3. The equiaxed zone (EQZ) was observed close to the fusion boundary. Equiaxed grains were probably formed due to heterogeneous nucleation at the lithium and zirconium rich precipitates.

In the direction towards weld center, the change in the dendrite morphology was observed. Columnar dendrite zone and equiaxed dendrite zone were found. The width of EQZ of about 20 μm consisting of equiaxed grains of average size 7 μm was documented between the fusion boundary and weld metal. Wang et al. observed that the grain volume was without precipitates and similarly found eutectics at the EQZ boundaries [11].

Chen et al. found EQZ in the un-fused region in the welded joints produced by newly developed fusion-diffusion electron beam welding of 2195-T3 aluminium lithium alloy. The diameter of equi-axed crystals was 50 μm. Weld metal and EQZ were characteristic by the presence of Al₂Cu and T1 precipitates [21].

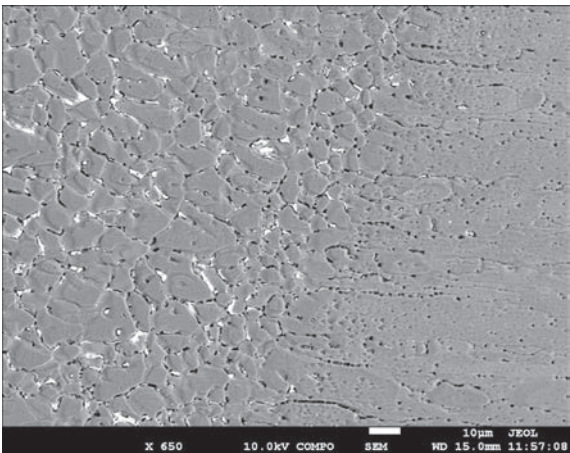


Fig. 3. Microstructure of weld metal – heat affected zone interface (*I_B* = 50 mA, *v* = 30 mm/s)

The microstructure of heat affected zone – weld metal interface of welded joint produced with lower

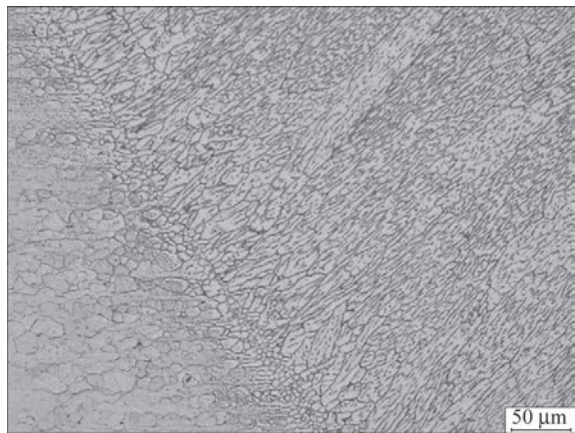


Fig. 4. Microstructure of heat affected zone – weld metal interface ($I_B = 65 \text{ mA}$, $v = 80 \text{ mm/s}$)



Fig. 5. The microstructure of the equiaxed dendrite zone in the weld metal centre ($I_B = 60 \text{ mA}$, $v = 50 \text{ mm/s}$)

heat input 45 J/mm (beam current of 65 mA and welding speed of 80 mm/s) is documented in Fig. 4. Lower heat input caused that the width of EQZ decreased to about 10 μm and was non-uniform across weld depth. EQZ is formed in some locations along fusion boundary only by one grain.

The weld root area of welded joint produced with the beam current of 60 mA and welding speed of 50 mm/s is given in Fig. 5. The structure has a typical casting character, with a dendritic morphology. The matrix is formed by a α -solid solution of alloying elements Cu and Li in aluminium and at the inter-dendrite locations depending on the maximum temperature and holding, the precipitation of secondary phases δ' -Al₃Li, β' -Al₃Zr, θ -Al₂Cu could be expected.

Inter-dendrite precipitate documented by electron microscopy is given in Fig. 6. EDS «linescan» across aluminium matrix – precipitate – aluminium matrix interface is given in Fig. 7. The increase in copper,

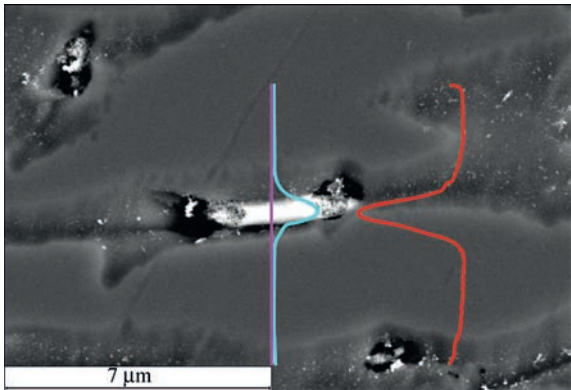


Fig. 6. Inter-dendrite precipitate in the weld metal

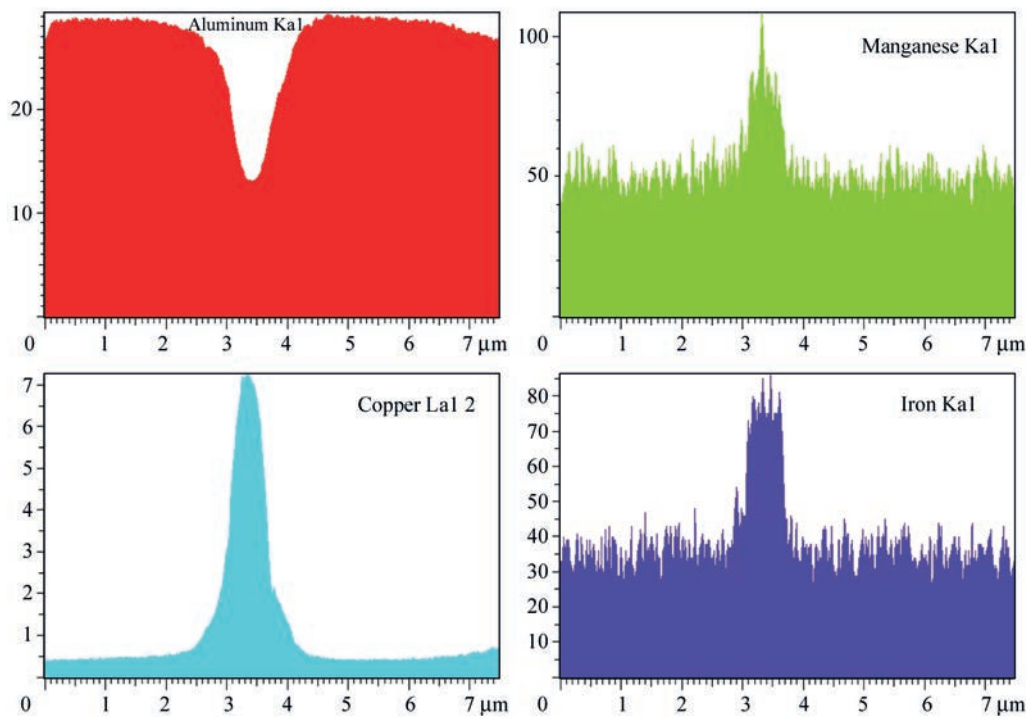


Fig. 7. Course of aluminium, copper, manganese and iron across dendrite boundary (the value on the ordinate axis must be increased 1000 times)

iron, and manganese content was observed in the site where precipitate is present. On the other hand, aluminium content remarkably decreased.

The course of microhardness across welded joints interfaces are given in Fig. 8. The average microhardness of base material was 109 HV0.1. Welded joint produced with beam current of 50 mA and welding speed of 30 mm/s, i.e., heat input 92 J/mm was characterized by drop of microhardness in the weld metal. The average microhardness measured in the weld metal is about 75 HV0.1, representing about 69% of the microhardness of the base material.

Microhardness trend for welded joint produced with higher heat input, following welding parameters: beam current 80 mA and welding speed of 40 mm/s is given in Fig. 9. The calculated heat input is 110 J/mm. Similarly, the drop of microhardness was recorded in the weld metal. The averaged microhardness reached the value of 81 HV0.1 being about 74% of the averaged values measured in the AW2099 aluminium lithium alloy.

Chen et al. investigated the reasons for lower mechanical properties of electron beam welded joints on 2195-T3 aluminium lithium alloy with the thickness of 5 mm. Similarly, authors also observed the decrease in the hardness in the welded joint averaging 72 HV, representing about 60% of the base materials hardness [22].

Based on the course of the measured values of microhardness, it can be stated that the microhardness of the weld metal decreased in comparison to the base material. Due to the thermal influence of the materi-

al by the welding thermal cycle, main precipitates T1 (Al_2CuLi), most significantly contributing to the increase of mechanical properties during the heat treatment of mentioned aluminium alloy dissolved in the weld metal region. Reheating and melting of the base material resulted in the dissolution of phase T1.

4. Conclusions

The following could be concluded according to the results attained by the analysis of the electron beam welded joints made on AW2099 aluminium lithium alloy:

- electron beam welding of latest generation aluminium lithium led to the production of sound joints by optimization of welding parameters;
- higher heat input resulted in burn through and formation of solidification cracking;
- non-dendritic equiaxed zone was observed in the location close to the fusion boundary;
- the width of EQZ decreased when lower heat input was used;
- increase in the copper content was observed at the inter-dendrite areas due to segregation;
- decrease in average microhardness of weld metal was found and it was probably caused by dissolution of precipitates.

Acknowledgement

This work was supported by the Slovak Research and Development Agency under the contract No. APVV-15-0337.

The paper was prepared under the support of the KEGA cultural and educational grant agency of the Ministry of Education, Science, Research, and Sport of the Slovak Republic, project No. 001STU-4/2019.

This publication was supported by the Operational Programme Research and Innovation for the project: Scientific and Research Centre of Excellence SlovakiON for Material and Interdisciplinary Research, code of the project ITMS2014+: 313011W085 co-financed by the European Regional Development Fund.

The work was carried out also within the framework of the departmental order programme of the National Academy of Sciences of Ukraine by E.O. Paton Electric Welding Institute (basic research no.6541230) titled «Supporting Development of the Priority Research Areas».

References

1. Xiao, R., Zhang, X. (2014) Problems and issues in laser beam welding of aluminum-lithium alloys. *J. Materials. Proc. Technology*, **16**, 166–175.
2. Gao, Ch., Gao, R., Ma, Y. (2015) Microstructure and mechanical properties of friction spot welding aluminium-lithium 2A97 alloy. *Mater. Des.*, **83**, 719–727.
3. Han, B., Tao, W., Chen, Y., Li, H. (2017) Double-sided laser beam welded T-joints for aluminium-lithium alloy aircraft fuselage panels: Effects of filler elements on microstructure and mechanical properties. *Opt. Laser Technol.*, **93**, 99–108.
4. Lee, H.-S., Yoon, J.-H., Yoo, J.-T., No, K. (2016) Friction stir welding process of aluminum-lithium alloy 2195. *Procedia Eng.*, **149**, 62–66.

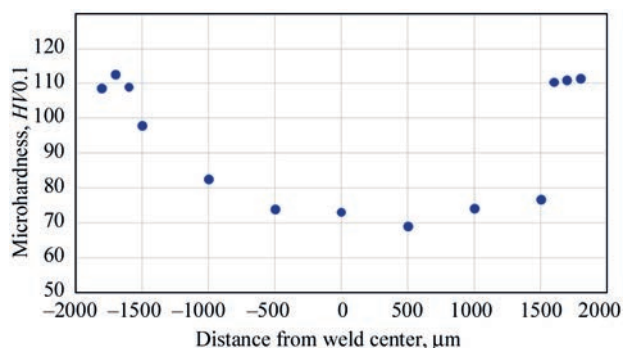


Fig. 8. The course of microhardness across welded joint produced by beam current 50 mA and welding speed 30 mm/s

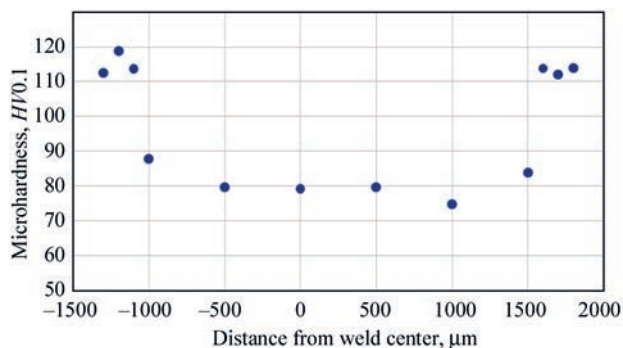


Fig. 9. The course of microhardness across welded joint produced by beam current 80 mA and welding speed 40 mm/s

5. Ma, Y.E., Xia, Z.C., Jiang, R.R., Li, W.Y. (2013) Effect of welding parameters on mechanical and fatigue properties of friction stir welded 2198 T8 aluminum-lithium alloy joints. *Eng. Fract. Mech.*, **114**, 1–11.
6. Zhang, F., Shen, J., Yan, X.-D. et al. (2014) Homogenization heat treatment of 2099 Al–Li alloy. *Rare Met.*, **33**, 28–36.
7. Tao, Y., Ni, D.R., Xiao, B.L. et al. (2017) Origin of unusual fracture in stirred zone for friction stir welded 2198-T8 Al–Li alloy joints. *Mater. Sci. Eng., A* **693**, 1–13.
8. Rajan, R., Kah, P., Mvola, B., Martikainen, J. (2016) Trends in aluminium alloy development and their joining methods. *Rev. Adv. Mater. Sci.*, **44**, 383–397.
9. Dursun, T., Soutis, C. (2014) Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys. *Mater. Des.*, **56**, 862–871.
10. Romios, M., Tiraschi, R., Ogren, J.R., Babel, H.W. (2005) Design of multistep aging treatments of 2099 (C458) Al–Li alloy. *J. Mater. Eng. Perform.*, **14**, 641–646.
11. Wang, G., Zhao, Y., Hao, Y. (2018) Friction stir welding of high-strength aerospace aluminium alloy and application in rocket tank manufacturing. *J. of Mater. Sci. and Technology*, **34**, 73–91.
12. Poklyatsky, A.G., Knysh, V.V., Klochkov, I.N., Motrunich, S.I. (2016) Features and advantages of the process of friction stir welding of butt joints of sheet aluminium-lithium alloys. *The Paton Welding J.*, **6**, 93–98.
13. Milagre, M.X., Mogili, N.V., Donatus, U. et al. (2018) On the microstructure characterization of the AA2098-T351 alloy welded by FSW. *Mater. Charact.*, **140**, 233–246, DSC vyžera byt faj.
14. Li, W.Y., Chu, Q., Yang, X.W. et al. (2018) Microstructure and morphology evolution of probeless friction stir spot welded joints of aluminum alloy. *J. of Materials Proc. Technology*, **252**, 69–80.
15. Knysh, V.V., Klochkov, I.M., Motrunich, S.I., Poklyatsky, A.G. (2021) Influence of irregular cyclic load on fatigue resistance of thinsheet welded joints of heat-strengthened aluminium alloys. *The Paton Welding J.*, **1**, 9–13.
16. de Castro, C.C., Plaine, A.H., Dias G.P. et al. (2018) Investigation of geometrical features on mechanical properties of AA2198 refill friction stir spot welds. *J. Manuf. Processes*, **36**, 330–339.
17. Hatamleh, O., Rivero, I.V., Swain S.E. (2009) An investigation of the residual stress characterization and relaxation in peened friction stir welded aluminium-lithium alloy joints. *Mater. Des.*, **30**, 3367–3373.
18. Motrunich, S., Klochkov, I., Poklyatsky, A. (2020) High cycle fatigue behaviour of thin sheet joints of aluminium-lithium alloys under constant and variable amplitude loading. *Weld World*, **64**, 1971–1979.
19. Weglowski, M.St., Blacha, S., Phillips, A. (2016) Electron beam welding — Techniques and trends — Review. *Vacuum*, **130**, 72–92.
20. Cui, L., Li, X., He, D. et al. (2012) Effect of Nd:YAG laser welding on microstructure and hardness of an Al–Li based alloy. *Mater. Charact.*, **71**, 95–102.
21. Chen, G., Yin, Q., Zhang, G., Zhang, B. (2020) Fusion-diffusion electron beam welding of aluminium-lithium alloy with Cu nano-coating. *Mater. Des.*, **188**, 108439.
22. Chen, G., Yin, Q., Zhang, G., Zhang, B. (2020) Underlying causes of poor mechanical properties of aluminum-lithium alloy electron beam welded joints. *J. Manuf. Process.*, **50**, 216–223.

АНАЛІЗ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ АЛЮМІНІЙ-ЛІТІЄВОГО СПЛАВУ ОСТАННЬОГО ПОКОЛІННЯ, ОТРИМАНИХ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВИМ ЗВАРЮВАННЯМ

Мір. Сахул¹, Мар. Сахул², Л. Чаплович², М. Маронек¹, І. Клочков³, С. Мотруніч³

¹Словацький технологічний університет у Братиславі, Факультет матеріалознавства у Трнаві, кафедра зварювання та з'єднання матеріалів, вул. Й. Ботту 25, 917 24 Трнава, Словаччина. E-mail: miroslav.sahul@stuba.sk

²Словацький технологічний університет у Братиславі, Факультет матеріалознавства у Трнаві, Інститут матеріалознавства, вул. Й. Ботту 25, 917 24 Трнава, Словаччина

³ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Проаналізовано властивості з'єднань алюміній-літійового сплаву AW2099 товщиною 4 мм, отриманих електронно-променевим зварюванням. Третє покоління алюміній-літійових сплавів було розроблено для поліпшення недоліків попереднього покоління. Дослідження проводили на зразках, отриманих на різних параметрах електронно-променевого зварювання (струм пучка, швидкість зварювання). Прискорююче напруження у всіх випадках складало 55 кВ. Зварні з'єднання без дефектів виготовляли за оптимізованих параметрів зварювання. Досліджено мікроструктуру зварного металу та механічні властивості зварних з'єднань. Показано, що мікроструктура матриці металу шва складається з твердого розчину α -алюмінію. Міждендритні зони збагачені легуючими елементами завдяки сегрегації. Вузька рівновісна дендритна зона спостерігалася в зоні сплавлення, що характерно для зварних з'єднань, отриманих з алюміній-літійових сплавів. Характер зерен змінюється у напрямку до центру металу шва на стовпчастий дендритний та рівноосний дендритний. Спостерігається зменшення значень мікротвердості металу шва, що пов'язано з розчиненням зміцнюючих фазових утворень. Бібліогр. 22, табл. 1, рис. 9.

Ключові слова: алюміній-літійовий сплав AW2099, зварне з'єднання, електронно-променеве зварювання, мікроструктура, мікротвердість, рівновісна дендритна зона, фазові утворення.

Надійшла до редакції 22.04.2021

ЖУРНАЛИ для професіоналів

Журнали входять до Переліку наукових фахових видань України

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



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

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



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



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

РОЗРАХУНОК ЗАЛИШКОВОГО НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ НАПЛАВЛЕНИХ СТАЛЕВИХ ТОНКОЛИСТОВИХ ПЛАСТИН

І.К. Сенченков¹, І.О. Рябцев², О.П. Червінко¹, А.А. Бабінець²

¹Інститут механіки ім. С.П. Тимошенка НАН України. 02000, вул. П. Нестерова, 3

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

Розроблено скінченно-елементну методику розрахунку та досліджено напружено-деформований і мікроструктурний стан при одно- та двошаровому наплавленні пластин товщиною 3 мм зі сталі Ст3 дротами Св-Х19Н18Г6М3В2, ПП-Нп-25Х5ФМС і Св-08А. Проведено розрахунки НДС, мікроструктурного стану і формозміни пластин при наплавленні за умов гладкого опирання. Модель плоского деформованого стану (ПДС) прогнозує більші прогини порівняно з моделлю плоского напруженого стану (ПНС), за виключенням матеріалів з мартенситними перетвореннями (ПП-Нп-25Х5ФМС); при наплавленні матеріалів з мартенситними перетвореннями мають місце більші прогини за рахунок об'ємних ефектів перетворення. За винятком наплавленого металу з мартенситними перетвореннями (25Х5ФМС) модель одночасного наплавлення шару прогнозує більший прогин порівняно з моделлю поваликового наплавлення і може використовуватися для оцінки верхньої границі прогину. Отримана задовільна кореляція розрахункових і експериментальних даних щодо прогинів наплавлених пластин. Визначено раціональні схеми опирання та закріплення кромки елементів, які забезпечують мінімальні залишкові прогини. Бібліогр. 7, табл. 1, рис. 7.

Ключові слова: дугове наплавлення, напружено-деформований стан, деформації наплавлених пластин, модель Боднера-Партома, методика розрахунку прогинів

Робота присвячена розробці методики розрахунку поточного і залишкового напружено-деформованого і мікроструктурного стану, а також прогинів сталевих пластин товщиною 3 мм при наплавленні шарами сталей з різною структурою та властивостями. Розглядаються процеси з одно- і двошаровим наплавленням. В якості об'єктів дослідження вибрано пластини зі сталі Ст3 товщиною 3 мм, що наплавляються дротами Св-Х19Н18Г6М3В2, ПП-Нп-25Х5ФМС та Св-08А.

Схема накладання і форма валиків, а також умови закріплення бічних кромки пластин у процесі наплавлення, які були прийняті при розробці методики розрахунку, показані на рис. 1. Розгля-

дається схема жорсткого закріплення лівого краю пластини та повільного її правого краю. Приймається: $l = 100$ мм, $h = 3$ мм, $\Delta h = 2,4$ мм, $\Delta l = 5$ мм, $l_c = 25$ мм. Швидкість наплавлення валиків 31 м/год. Довжина пластини в напрямку осі Oz $L = 200$ мм.

Для приведення тривимірної задачі до двовимірної застосовується схема одночасного (миттєвого) накладання валика в напрямку Oz . У цьому випадку завдання зводиться до задачі про плоский деформований (ПДС) або плоский напружений стан (ПНС) в площині Oxy в залежності від умов закріплення та умов опирання пластини.

При двошаровому наплавленні розглядаються схеми накладання валиків другого шару без зміщення (рис. 2, а) та з їх зміщенням на 50 % (рис. 2, б). В якості спрощеної розглядається також схема послідовного одночасного накладання шарів металу, що наплавляється, з інтервалом, який диктується умовами наплавлення (рис. 2, в).

Експериментальні дослідження деформацій пластин зі сталі Ст3 товщиною 3 мм в процесі наплавлення проводились за наступною схемою. Наплавлення дротом Св-Х19Н18Г6М3В2 забезпечувало отримання наплавленого металу з аустенітної структурою; дротом ПП-Нп-25Х5ФМС – мартенситно-бейнітного наплавленого металу з невеликою кількістю залишкового аустеніту; дротом Св-08А – отримання феритно-перлітного наплавленого металу, близького за хімічним складом

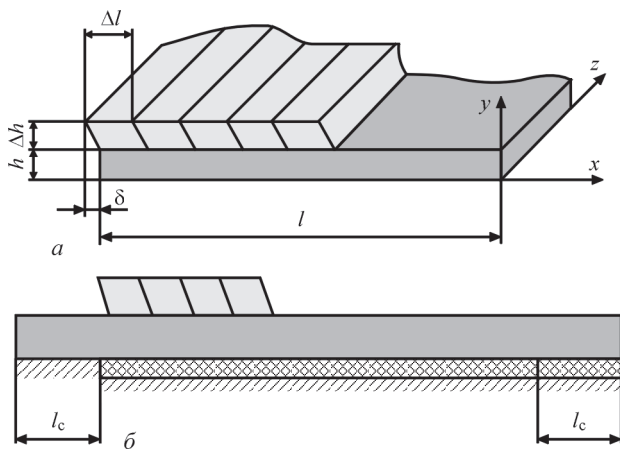


Рис. 1. Схема накладання і форма валиків (а) та умови закріплення бічних кромки пластин у процесі наплавлення (б)

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

© І.К. Сенченков, І.О. Рябцев, О.П. Червінко, А.А. Бабінець, 2021

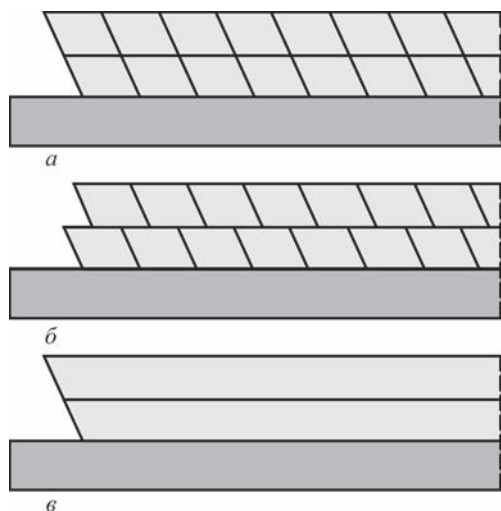


Рис. 2. Схема двошарового наплавлення пластин: *а* – без зміщення валиків другого шару; *б* – зі зміщенням валиків другого шару на 50 %; *в* – одночасне наплавлення шарів

і властивостями до основного металу. Вибір саме таких наплавлювальних матеріалів пояснюється різницею в їх фізико-механічних властивостях і структурному стані в порівнянні з основним металом і, відповідно, їх передбачуваним різним впливом на рівень залишкових напружень та деформацій пластин, які наплавлялися.

Так, при напавленні дротом Св-Х19Н18Г6М3В2 рівень деформацій пластин з Ст3 буде залежати від

впливу місцевого нагріву та значної різниці коефіцієнта термічного розширення (КТР) основного і напавленого металу. Для дроту ПП-Нп-25Х5ФМС – від впливу місцевого нагріву і мартенситного перетворення, яке супроводжується збільшенням обсягу напавленого металу, оскільки різниця в КТР в даному випадку мінімальна. А при напавленні дротом Св-08А рівень деформацій буде залежати тільки від впливу місцевого нагріву, тому що різниці в КТР і структурному стані між основним та напавленим металом практично немає.

Напавлення усіма дротами виконувалося одиничними валиками з перекриттям сусідніх валиків на $\approx 50\%$, на однаковому режимі: струм – 150 А; напруга – 22 В; швидкість напавлення – 31 м/год. Такий режим напавлення забезпечував отримання напавленого шару завтовшки $\approx 2,4$ мм. Напавлення пластин здійснювалося в один і два шари для кожного типу дроту.

Пластини для напавлення закріплювалися на зварювальному столі з мідною поверхнею і притискалися до нього за допомогою двох сталевих планок відповідно до розрахункової схеми: одна з планок притискала край пластини до столу, повністю перешкоджаючи його переміщенню (жорстке закріплення), а інша – не давала краю пластини деформуватися в вертикальному напрямку, але да-

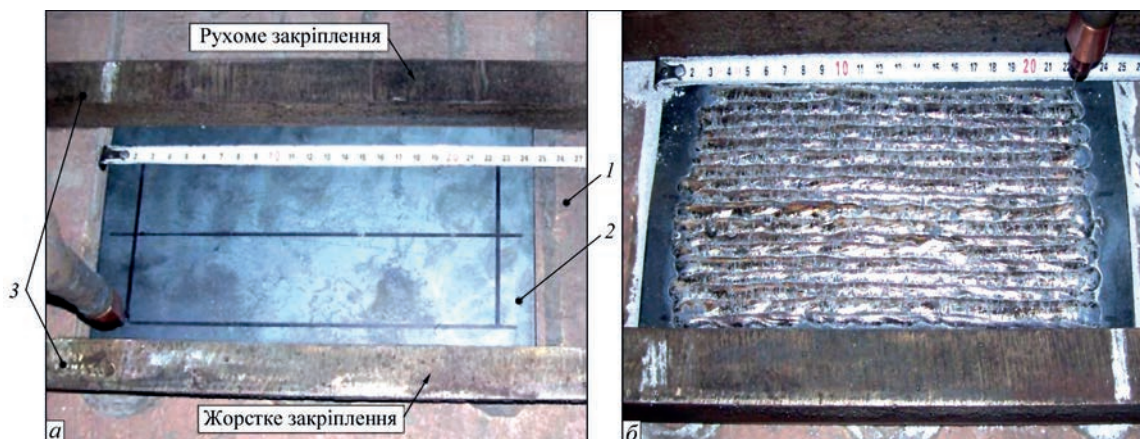


Рис. 3. Спосіб закріплення пластин на зварювальному столі (*а*): 1 – зварювальний стіл з мідною пластиною, 2 – пластина, що наплавляється, 3 – притисні планки; (*б*) – зовнішній вигляд пластини після напавлення

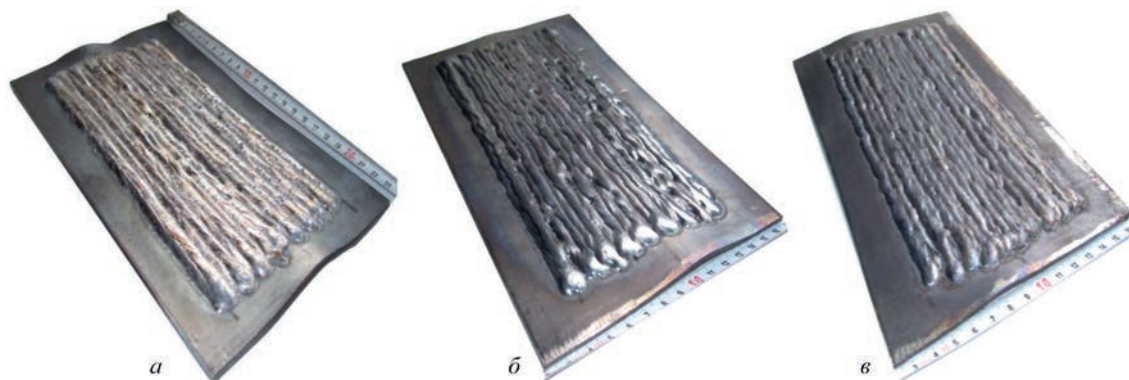


Рис. 4. Зовнішній вигляд деформованих пластин після одношарового напавлення дротами: *а* – Св-Х19Н18Г6М3В2; *б* – Св-08А; *в* – ПП-Нп-25Х5ФМС

вала можливість їй зміщатися в горизонтальній площині (рухоме закріплення) (рис. 3).

Виконувалося також наплавлення пластин з аналогічним закріпленням, але з зазором до столу. Наплавлення кожної пластини починали з боку жорсткого закріплення і вели до іншого краю без перерв на охолодження. Після наплавлення всієї пластини притиснені планки не знімали до повного її охолодження.

На рис. 4 наведено пластини після одношарового наплавлення трьома різними дротами.

При розрахунках наплавлення валиків моделювалось в рамках моделі тіл, що ростуть [1]. В цій моделі використовують неklasичні граничні умови на поверхні наплавлення. Чисельні процедури, необхідні для їх виконання, розглянуті в роботах [2, 3].

Термов'язкопластична поведінка основного металу і наплавлених валиків описується моделлю течії Боднера-Партома [4]. Параметри моделі, а також теплофізичні характеристики конкретизуються з використанням експериментальних даних.

Мікроструктурні перетворення моделюються за допомогою термокінетичних діаграм (ТКД) розпаду переохолодженого аустеніту [5, 6]. Для сталей, що розглядаються, ці діаграми оцифровані для використання в розрахунках.

Математична постановка задачі включає наступні співвідношення:

– рівняння рівноваги і теплопровідності

$$\operatorname{div} \bar{\sigma} = 0, \quad \bar{c}_v \dot{\theta} = \operatorname{div}(\bar{k} \operatorname{grad} \theta) + Q, \quad (1)$$

з тепловими граничними і початковими умовами

$$-k \bar{n} \cdot \operatorname{grad} \theta = -q + \gamma(\theta - \theta_c) + \sigma \varepsilon(\theta^4 - \theta_0^4); \quad \theta = \theta_0 \text{ при } t = 0; \quad (2)$$

– визначальні рівняння

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p + \varepsilon_{ij}^{\theta ph} + \varepsilon_{ij}^*, \quad \varepsilon_{kk}^p = 0, \quad (3)$$

$$s_{ij} = 2G(e_{ij} - \varepsilon_{ij}^p - e_{ij}^{\theta ph} + e_{ij}^*), \quad \sigma_{kk} = 3K_V(\varepsilon_{kk} - \varepsilon_{kk}^{\theta ph} - \varepsilon_{kk}^*) \quad (4)$$

– рівняння течії

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^p = D_0 \exp \left\{ -\frac{1}{2} \left[\frac{(\bar{K}_0 + K)^2}{3J_2} \right]^n \right\} s_{ij} / s_i, \quad \varepsilon_{ij}^p(0) = 0; \quad (5)$$

для основного металу $\varepsilon_{ij}^*(0) = 0$;

– рівняння еволюції для параметра ізотропного зміцнення

$$\dot{K} = m_1 (\bar{K}_1 - K) \dot{\varepsilon}^p, \quad K(0) = 0; \quad (6)$$

де G , G_f та K_v , K_v – модулі зсуву і об'ємного стиснення; риска зверху означає розрахунок за правилом суміші $(\dot{\bullet}) = (\dot{\bullet})_{\xi} C_{\xi}$, де C_{ξ} – об'ємні концентрації фаз, $\xi = A, F, P, B, M$, відповідно, аустеніту, фериту, перліту, бейніту і мартенситу; $K_{\xi 0}$, $K_{\xi 1}$, m_1 , n , D_0 – параметри моделі; $\dot{\varepsilon}^p$ – пластична потужність; s_i – другий інваріант тензора напружень;

$\dot{\varepsilon}^p = \sigma_{ij} \dot{\varepsilon}_{ij}^p$, $s_i^2 = 1/2 s_{ij} s_{ij}$; Q – джерело тепла; ε_{ij}^* , θ^* – деформації і температура елемента $\Delta v(t^*)$ в момент його нарощування, що забезпечують умови $\sigma_{ij}(\varepsilon_{ij}^*, \theta^*) = 0$ в $\Delta v(t^*)$ в момент нарощування $t = t^*$, k та $\bar{c}_v$ – коефіцієнти теплопровідності і об'ємної теплоємності; $\varepsilon_{ij}^{\theta ph}$ – термофазова деформація.

Механічні граничні умови конкретизуються умовами наплавлення і закріплення елемента.

Задача про термомеханічний стан наплавлених деталей розв'язується чисельно за допомогою методу скінченних елементів [7]. Використовується

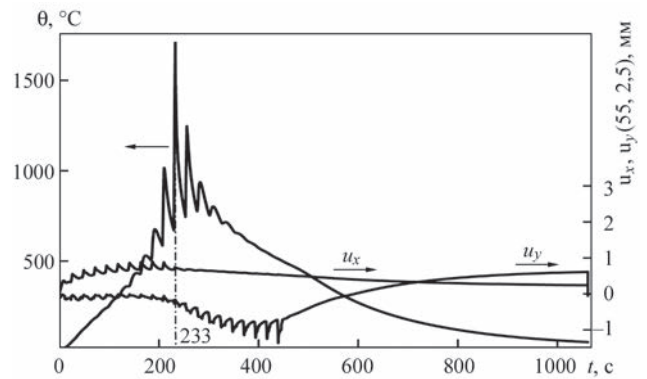


Рис. 5. Температура і переміщення точки основи під 11-м валиком за часом. Наплавлення суцільним дротом Св-08А

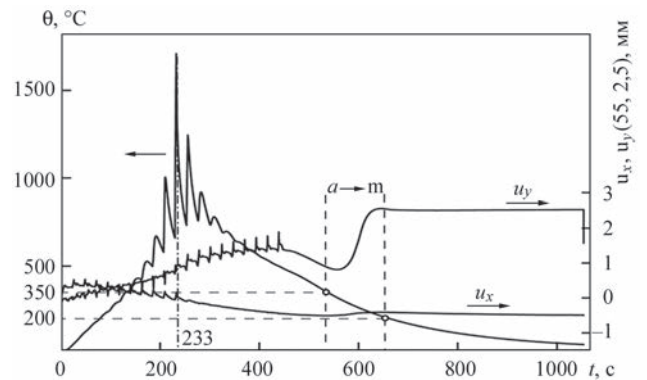


Рис. 6. Температура і переміщення точки основи під 11-м валиком за часом. Наплавлення порошковим дротом ПП-Нп-25Х5ФМС



Рис. 7. Схема замірів величини деформації листа після наплавлення

Експериментальні та розрахункові дані по прогинах пластин (мм), які були наплавлені різними дротами в один шар*

Умови опирання	ПДС/ПНС	Матеріали для наплавлення								
		Св-Х19Н18Г6М3В2			ПП-Нп-25Х5ФМС			Св-08А		
		1	2	3	1	2	3	1	2	3
Гладке	ПДС	1,45	1,61	0,7	1,52	1,69	1,7	1,21	1,22	0,7
	ПНС	1,34	1,38		1,93	1,72		1,13	1,12	
З зазором	ПДС	2,77	2,18	2,0	2,81	4,96	2,5	2,84	2,27	1,2
	ПНС	2,66	1,68		2,55	4,22		2,35	1,69	
Примітка. *Стовпчики під номерами 1 та 2 відповідають розрахунковим даним при одночасному і поваликовому наплавленню, відповідно. Строки ПДС і ПНС відповідають моделям розрахунку. Стовпчики під номером 3 відповідають експериментальним даним. Прогини визначаються після остигання та визволення кромки.										

восьмивузловий чотирикутний скінченний елемент. Нестационарні рівняння інтегруються за неявними часовими схемами зі змінним кроком інтегрування. Ітераційні процеси на кожному кроці прискорюються за допомогою процедури Стефенса-Ейткена.

Вплив мартенситного перетворення на кінетику температури та переміщень за умов наплавлення із зазором між пластиною та опорою ілюструється в точці в основному матеріалі під 11-м валиком, який наплавляється в момент часу $t_{11} = 2,33$ с. Такі криві наведено на рис. 5 для наплавлення дротом Св-08А і на рис. 6 для випадку наплавлення порошковим дротом ПП-Нп-25Х5ФМС.

У другому випадку має місце суттєве збільшення прогину в області мартенситного перетворення. Точками на температурній кривій на рис. 6 позначені моменти входу в область перетворення аустеніт-мартенсит і виходу з неї. Штрихові прямі обмежують цю область на осях θ та t . Миттєва зміна прогину при $t \approx 1100$ с відповідає звільненню правої кромки пластини від гладкого закріплення.

Експериментально характерні прогини наплавлених пластин визначались наступним чином. Після остигання та звільнення закріплених кромки зразок клався на гладку плиту та вимірювались індикатором нормальні зміщення верхньої поверхні пластини від плити. За характерний прогин приймалося максимальне локальне значення визначеного вище прогину в перерізі наплавленої частини пластини (рис. 7). При такому визначенні характерний прогин завжди додатний.

Для трьох дротів Св-Х19Н18Г6М3В2, ПП-Нп-25Х5ФМС і Св-08А експериментальні та розрахункові дані для характерних прогинів при одношаровому наплавленні за умов гладкого опирання наведені в таблиці.

Як видно з даних, наведених у таблиці, модель ПДС прогнозує більші прогини порівняно з моделлю ПНС, за виключенням матеріалів з мартенситними перетвореннями (25Х5ФМС). При наплавленні матеріалів з мартенситними перетвореннями мають місце більші прогини за рахунок об'ємних ефектів перетворення. Необхідно також відзначити, що при наплавленні з зазором між пластиною і зварювальним столом спостеріга-

ються значно більш великі деформації, ніж в разі щільного притиснення пластини до столу.

Аналогічні розрахунки були проведені для випадку двошарового наплавлення. Зокрема при розрахунку двошарового наплавлення суцільним дротом Св-08А отримано такі результати щодо прогинів за умов гладкого опирання: схеми без перекриття валиків (рис. 2, а) – для моделі ПДС – 1,02 мм, ПНС – 0,91 мм. Схема послідовного одночасного наплавлення шарів дає такі значення прогинів: за моделлю ПДС – 1,00 мм, ПНС – 0,91 мм. Експериментальне значення прогину 0,8 мм. Результати розрахунку прогинів для випадку наплавлення валиків з перекриттям і без перекриття співпадають з розбіжністю менше ніж 10 %.

Розбіжність наведених розрахункових та експериментальних результатів визначається, з одного боку неточністю математичної моделі щодо неврахування контактної взаємодії пластини з поверхнею опору, з іншого боку – технічними труднощами в забезпеченні при експериментальних дослідженнях всіх умов закріплення кромки пластин.

Висновки

1. Удосконалена чисельна кінцево-елементна методика розрахунку поточного і залишкового напружено-деформованого і мікроструктурного стану тонких наплавлених пластин з метою врахування умов їх закріплення в процесі наплавлення.
2. Проведено розрахунки НДС, мікроструктурного стану і формозміни пластин при наплавленні за умов гладкого опирання. Встановлено, що ці умови забезпечують менший залишковий прогин порівняно з умовами вільної границі на нижній поверхні елемента. Оцінено вплив умов закріплення елементів на максимальні значення залишкових прогинів, а також ефекту мікроструктурних перетворень в наплавленому металі.
3. Модель ПДС прогнозує більші прогини порівняно з моделлю ПНС, за виключенням матеріалів з мартенситними перетвореннями (25Х5ФМС). При наплавленні матеріалів з мартенситними перетвореннями мають місце більші прогини за рахунок об'ємних ефектів перетворення.

4. За винятком наплавлювального металу з мартенситними перетвореннями (25Х5ФМС) модель одночасного наплавлення шару прогнозує більший прогин порівняно з моделлю поваликового наплавлення і може використовуватися для оцінки верхньої границі прогину.

5. Результати розрахунків задовільно корелюються з експериментальними даними.

Список літератури

1. Сенченков И.К. (2005) Термомеханическая модель растущих цилиндрических тел из физически нелинейных материалов. *Прикл. механика*, 41, 9, 118–126.
2. Рябцев И.А., Сенченков И.К., Турык Э.В. (2015) *Наплавка. Материалы, технологии, математическое моделирование*. Гливице, Изд-во Силезкого политехнического института, 44–100.
3. Рябцев И.А., Сенченков И.К. (2013) *Теория и практика наплавочных работ*. Київ, Екотехнологія.
4. Bodner S.R. (2000) *Unified plasticity – an engineering approach*. Final Rep. Technion. Israel Inst. of Tech., Haifa.
5. Попов А.А., Попов А.Е. (1961) *Изотермические и термомеханические диаграммы распада переохлажденного аустенита*. Справочник термиста. Москва-Свердловск, ГНТИ Машлит.
6. Шоршоров М.Х., Белов В.В. (1972) *Фазовые превращения и изменение свойств стали при сварке*. Атлас. Москва, Наука.
7. Мотовиловец И.А., Козлов В.И. (1987) *Механика связанных полей в материалах и элементах конструкций в 5-ти т. Т.1. Термоупругость*. Киев, Наукова. думка.

References

1. Senchenkov, I.K. (2005) Thermomechanical model of growing of cylindrical bodies from nonlinear materials. *Prkl. Mekhanika*, 41(9), 118-126 [in Russian].
2. Ryabtsev, I.A., Senchenkov, I.K., Turyk, E.V. (2015) *Surfacing. Materials, technologies, mathematical modeling*. Gliwice, Silesia Polytechn. In-te, 44–100 [in Polish].
3. Ryabtsev, I.A., Senchenkov, I.K. (2013) *Theory and practice of surfacing works*. Kyiv, Ekotekhnologiya [in Russian].
4. Bodner, S.R. (2000) *Unified plasticity – an engineering approach*. Final Rep. Technion. Israel Inst. of Tech., Haifa.
5. Popov, A.A., Popov, A.E. (1961) *Isothermal and thermokinetic diagrams of overcooled austenite decomposition*. Refer. book of heat-treater. Moscow-Sverdlovsk. GNTI Mashlit [in Russian].
6. Shorshorov, M.Kh., Belov, V.V. (1972) *Phase transformations and change of steel properties in welding*: Atlas. Moscow, Nauka [in Russian].
7. Motovilovets, I.A., Kozlov, V.I. (1987) *Mechanics of related fields in materials and structure elements*. In: 5 Vol., Vol. 1: *Thermoelasticity*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].

CALCULATION OF RESIDUAL STRESS-STRAIN STATE OF DEPOSITED STEEL THIN-SHEET PLATES

I.K. Senchenkov¹, I.O. Ryabtsev², O.P. Chervinko¹, A.A. Babinets²

¹S.P. Timoshenko Institute of Mechanics of the NAS of Ukraine. 3 Nesterov Str., 02000, Kyiv, Ukraine

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

Finite-element calculation procedure was developed and stress-strain and microstructural state was studied at single- and two-layer surfacing of 3 mm plates from St3 steel by Sv-Kh19N18G6M3V2, PP-Np-25Kh5FMS and Sv-08A wires. Calculations of SSS, microstructural state and shape change of the plates at surfacing under the smooth support conditions were performed. The model of plane-deformed state (PDS) predicts greater deflections, compared to the model of plane-stressed state (PSS), except for materials with martensite transformations (PP-Np-25Kh5FMS). At surfacing materials with martensite transformations, greater deflections are in place due to volumetric effects of transformation. Except for deposited metal with martensite transformations (25Kh5FMS), the model of simultaneous deposition of a layer predicts greater sagging, compared to that of bead-by-bead deposition and it can be used for assessment of upper deflection limit. Satisfactory correlation was obtained for computational and experimental data on surfaced plate deflection. Rational schemes of supporting and fastening the element edges were determined, which provide minimum residual deflections. 7 Ref., 1 Tabl., 7 Fig.

Keywords: arc surfacing, stress-strain state, surfaced plate deformations, Bodner-Partom model, deflection calculation procedure

Надійшла до редакції 19.04.2021



Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України
 Національний технічний університет України
 «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
 Міжнародна Асоціація «Зварювання»

Десята міжнародна конференція
ПРОМЕНЕВІ ТЕХНОЛОГІЇ В ЗВАРЮВАННІ
та ОБРОБЦІ МАТЕРІАЛІВ

6 – 11 вересня 2021 р.
 Україна, Одеса

Голова програмного комітету
 академік І.В. Кривцун

Тематика конференції

- Лазерне та електронно-променеве зварювання, різання, наплавлення, термообробка, нанесення покриттів
- Електронно-променева плавка та рафінування
- Гібридні процеси
- 3D технології
- Моделювання променевих технологій
- Неруйнівний контроль
- Матеріалознавчі проблеми лазерних та електронно-променевих технологій

ОБЛАДНАННЯ ♦ ТЕХНОЛОГІЇ ♦ МОДЕЛЮВАННЯ



АДРЕСА ОРГКОМІТЕТУ

Україна, 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11
 Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України
 Тел./факс: (38044) 200-82-77
 E-mail: journal@paton.kiev.ua
<http://pwi-scientists.com/rus/lwmp2021>



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

II МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ

НЕРУЙНІВНИЙ КОНТРОЛЬ
та
МОНІТОРИНГ ТЕХНІЧНОГО СТАНУ

6–10 вересня 2021
 Одеса, Аркадія, готель «Аркадія»

Генеральний спонсор
 ПрАТ «УкрНДІНК»

Офіційний спонсор
 ТОВ «НВФ «Діагностичні прилади»




ОРГАНІЗАТОР КОНФЕРЕНЦІЇ
 Міжнародна Асоціація «Зварювання»
 вул. Казимира Малевича 11, м. Київ, 03150
 тел. +38 (044) 200-82-77, (050) 352-73-50
journal@paton.kiev.ua
posypaiko.yuri@gmail.com
<http://pwi-scientists.com/ukr/nkt2021>

ІМПУЛЬСНО-ПЛАЗМОВЕ МОДИФІКУВАННЯ ПОВЕРХНІ СТАЛЕВИХ ШТАМПІВ ГАРЯЧОЇ ВИТЯЖКИ ВИРОБІВ ІЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ

Ю.М. Тюрін¹, О.В. Колісниченко¹, В.М. Коржик¹, І.Д. Гос¹, О.В. Ганущак¹, Jin Ying², Zhong Fengping²

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

²Zhejiang Academy of Special Equipment Science. 310016, Jianggan District, Hangzhou, Zhejiang, 211, Kaixuan Road.

E-mail: jinying@zjtj.org

Розглянуто технологію модифікування імпульсною плазмою робочої поверхні штампа із інструментальної сталі марки 4X5МФ1С (аналогі: в ЄС – X40CrMoV5-1; в Китаї – 4Cr5MoSiV1). Вказаний інструмент застосовується для штампування заготовок з титанового сплаву ВТ6 (в мас. %: Al – 3,0...6,8; V – 3,5...5,0; Ti – основа), яке виконується при температурах до 700 °С. Поверхня штампа нагрівається, що веде до її окислення та дифузійного перерозподілу легуючих елементів. Імпульсно-плазмова обробка штампу приводить до формування пружно-пластичних деформацій поверхневого шару в інструментальній сталі, що в поєднанні з імпульсним тепловим і електромагнітним впливом забезпечує подрібнення структури сплаву та інтенсифікує механізми дифузії легуючих елементів. Дослідження показали, що модифікований шар (товщиною понад 80 мкм) в сталі 4X5МФ1С, утворений в процесі імпульсно-плазмової обробки, містить до 2,5 % вуглецю, до 12 % кисню та до 3 % вольфраму. Встановлено наявність у вказаному шарі нанокристалічних структур з розміром менше 100 нм. Твердість модифікованого шару складає понад 700 $HV_{0,025}$. Шорсткість поверхні після імпульсно-плазмової обробки не змінилася. Досвід промислового використання даної технології показав, що модифікування поверхні штампа зі сталі 4X5МФ1С забезпечила його високу працездатність при глибокій витяжці виробів з нагрітого (до 700 °С) листа титану ВТ-6 товщиною 3 мм. Бібліогр. 11, табл. 1, рис. 6.

Ключові слова: плазмова обробка, легування, інструментальні сталі, штамп, деформування титану, структурування, зносостійкість, працездатність

Відомо, що нанокристалічні матеріали мають високі характеристики міцності та теплостійкості [1], але виробництво їх у великих обсягах в даний час є проблематичним. Технологія імпульсно-плазмового модифікування дозволяє модифікувати поверхневий шар металевих виробів без його нагрівання. Процес модифікування супроводжується легуванням і наноструктуруванням поверхневого шару. Механізм цього процесу описаний в монографії [2].

У штампованого інструмента найбільшим навантаженням піддається робоча поверхня. Отже, її модифікування істотно збільшить можливості технології штампування при деформації сплавів на основі титану. Пропонується наноструктурувати та легувати поверхневий шар штампа вуглецем, киснем і вольфрамом. Наявність в поверхневому шарі штампованої сталі легуючих елементів блокує можливість окислення та дифузійних процесів при нагріванні штампа. Гранично високий вміст вуглецю та кисню в металевому сплаві виключає хіміко-термічні процеси його взаємодії з титаном навіть при високих температурах. Більш докладно імпульсно-плазмова технологія легування та наноструктурування поверхневого шару розглядається в [3].

Метою даної роботи є створення ресурсозберігаючої ефективної технології модифікування поверхневого шару штампованого інструмента, що забезпечує його високу працездатність при деформуванні хімічно активних матеріалів і сплавів, наприклад, на основі титану.

Аналіз роботи інструмента зі штампованої сталі після хімічно-термічної обробки показує [4, 5], що його максимальна працездатність спостерігається після комплексного легування поверхневого шару. Термодифузійне насичення здійснюється, як правило, при високій температурі (900...1100 °С). Тривалий нагрів ускладнює термічну обробку, вимагає додаткових витрат енергії і, крім того, обумовлює зростання кристалів. В даний час розвиваються технології, які дозволяють змінювати структурно-фазовий склад поверхневого шару на глибину до десятків мікрон. Використовують технології поверхневого лазерного зміцнення, легування та азотування [5, 6], вакуумні плазмові пристрої з регульованим складом атмосфери та тиском для обробки поверхні інструментальних матеріалів [7]. Створено осьовий електромагнітний прискорювач плазми для модифікування поверхні [8], балістичний плазмотрон, заснований на принципі адіаба-

Тюрін Ю.М. <http://orcid.org/0000-0002-7901-7395>

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

Гос І.Д. – <http://orcid.org/0000-0002-9469-8002>, Ганущак О.В. – <http://orcid.org/0000-0003-4392-6682>,

Jin Ying – <http://orcid.org/0000-0002-9551-5036>, Zhong Fengping – <http://orcid.org/0000-0002-2046-7199>

© Ю.М. Тюрін, О.В. Колісниченко, В.М. Коржик, І.Д. Гос, О.В. Ганущак, Jin Ying, Zhong Fengping, 2021

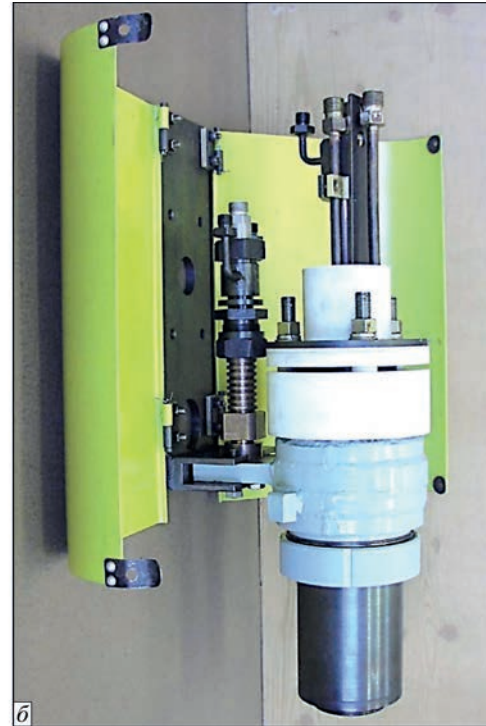
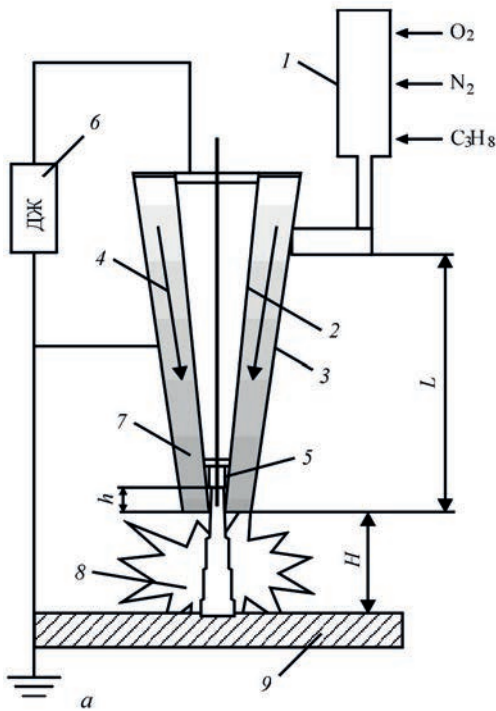


Рис. 1. Генератор імпульсної плазми для модифікування поверхні: схема працюючого генератора (а) та вигляд генератора на руці маніпулятора (б)

тичного стиснення плазмоутворюючого середовища [9].

У статті представлені результати модифікування штампованої сталі коаксіальним імпульсно-плазмовим генератором [9]. Імпульсно-плазмова обробка забезпечує швидке нагрівання ($10^{-3} \dots 10^{-4}$ с) поверхневого шару сталі з подальшим інтенсивним охолодженням. Високі швидкості нагріву та охолодження до 10^7 К/с ведуть до деформування поверхневого шару і, як наслідок, формування нанокристалічної структури та високої щільності дислокацій. У плазму можливо вводити різні легуючі елементи, що в поєднанні з імпульсним електромагнітним впливом і пружно-пластичною деформацією інтенсифікує механізми їх дифузії в поверхневий шар [10, 11].

Для модифікування робочої поверхні штампів використали імпульсно-плазмовий генератор (рис. 1), що складається з детонаційної камери 1, в якій здійснюється формування та згоряння горючої газової суміші (C_3H_8 , O_2 , N_2) і коаксіальних електродів 2, 3. Між електродами утворюється потік продуктів згоряння 4 з частотою, яка може змінюватися в межах 1...5 Гц. По осі плазмотрона розташований витратний електрод 5, який випаровується та збагачує плазму елементами легування.

В результаті детонаційного згоряння горючої суміші в генераторі плазми утворюються іонізовані продукти згоряння 7, які замикають R-L-C контур джерела живлення. У міжелектродному зазорі генератора плазми електричний струм протікає за фронтом детонаційної хвилі по прохідному об'є-

му газу, ступінь іонізації якого згодом збільшується. Плазмовий струмінь 8 з сопла генератора натікає на модифіковану поверхню 9 (катод). Навколо центрального електрода 2 і плазмового струменя 9 утворюється азимутальне магнітне поле, яке взаємодіє зі струмом I , що протікає в міжелектродному зазорі, і створює електромагнітну силу, яка прискорює та фокусує плазму. Крім того, при протіканні електричного струму виділяється джоулеве тепло, яке за рахунок розширення нагрітого об'єму газу також підсилює газодинамічну складову плазми, здійснюючи швидке нагрівання поверхневого шару (рис. 2).

Розраховані енергетичні характеристики плазмових струменів на виході з генератора плазми мають лінійну залежність від напруженості електричного поля та довжини міжелектродного зазору. Так, при довжині міжелектродного зазо-

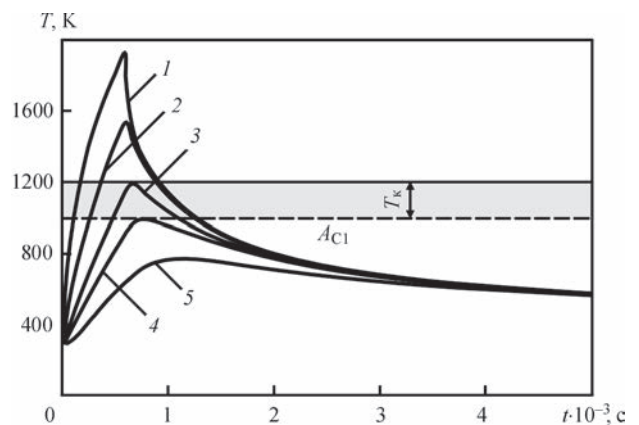


Рис. 2. Зміна температури в шарі зразка на глибині: 1 – 0; 2 – 20; 3 – 40; 4 – 60; 5 – 100 мкм

ру $L = 300$ мм і напруженості електричного поля 400 кВ/м плазмовий струмінь може мати температуру 25000 К та швидкість 8 км/с [2].

Плазмовий струмінь замикає електричний ланцюг між витратним електродом і поверхнею виробу. Тонкий шар матеріалу на торці витратного електрода перегрівається та руйнується вибухом (переходом в стабільний стан з метастабільного), що забезпечує синхронізацію введення в плазмовий струмінь нагрітих і прискорених елементів, що утворюють електрод. У зоні гальмування плазмового струменя на оброблюваній поверхні утворюється шар ударно-стислої плазми та продуктів ерозії електрода. Тривалість взаємодії цього шару з поверхнею виробу складає $0,4 \dots 0,6$ мс, тепловий потік варіюється в межах $0,3 \cdot 10^5 \dots 1,4 \cdot 10^6$ Вт/см². Тепловий потік регулюється параметрами R - L - C контуру джерела живлення, відстанню H і поглибленням електрода h . Поглиблення електрода в основному впливає на діаметр плями контакту плазми з поверхнею виробу ($8 \dots 25$ мм). Це в свою чергу дозволяє регулювати щільність теплового потоку при однаковій енергії імпульсу. В ході експериментів встановили, що при імпульсно-плазмовому впливі протягом $3 \dots 5$ мс між імпульсами на поверхню натікають і конденсуються продукти плазмохімічного синтезу з міжелектродного зазору. Подальший плазмовий імпульс оплавляє тонкий поверхневий шар, перемішуючи та насичуючи його легуючими елементами. Це забезпечує можливість додаткового легування поверхневого шару шляхом попереднього нанесення легуючих елементів на поверхню виробу.

На основі теоретичного аналізу нестационарного рівняння теплопровідності здійснено оцінку теплових потоків і розраховано зміну температури в часі за один імпульс тривалістю $t = 0,6$ мс та потужністю $q = 7,2 \cdot 10^8$ Вт/м² на різній відстані від поверхні при обробці сталевих поверхні. Розрахунки показали, що швидкості нагріву та охолодження досягають 10^7 К/с, а градієнти температур по товщині модифікованого шару – $2,5 \cdot 10^7$ К/м. За час між імпульсами (при частоті 2 Гц) нагріті

до температури плавлення поверхневі шари встигають охолонути. Багаторазовий імпульсно-плазмовий вплив на поверхню призводить до періодичної деформації поверхневих шарів, фазового наклепу та подрібнення структури.

Експерименти проводилися на штампованій сталі марки $4X5M\Phi 1C$ (аналоги: в ЄС – $X40CrMoV5-1$; в Китаї – $4Cr5MoSiV1$), яку використовують для виготовлення інструмента, що працює в умовах тривалих змін тепла до температур 630 °С (прес-штемпель, голки для прошивки труб, молоткові та пресові вставки, інструмент для висадки заготовок і т. п.). Для підвищення теплостійкості робочого шару інструмента пропонується підвищити вміст вольфраму, кисню та вуглецю в поверхневому шарі, а також змінити його структуру до нанокристалічної. Було встановлено наступні технологічні параметри імпульсно-плазмової обробки: індуктивність ланцюга розряду $L = 30$ мкГн, ємність конденсаторної батареї $C = 960$ мкФ і напруга на обкладках конденсаторної батареї $U = 3,2$ кВ, еродований електрод – W . Додаткове введення вуглецю здійснюється шляхом нанесення на поверхню обмалювання з графіту. Витрати: пропану – $0,38$ м³/год; кисню – $1,04$; повітря – $1,13$. Здійснювалося підведення потенціалу від джерела живлення до виробу/зразка, що посилювало плазмовий вплив шляхом комутації енергії електричного розряду між електродом генератора (анод) та модифікованою поверхнею (катод). Встановлювалась кількість (5 разів) плазмових перекриттів на модифіковані поверхні. Як зазначалось вище, зміна величини поглиблення витратного електрода призводить до зміни діаметра плями обробки, та, відповідно, і щільності теплового потоку в виріб. Для імпульсно-плазмової обробки зразків і штампа було встановлено $h = 25$ мм. При цьому діаметр видимої зони обробки становив 18 мм. Зразок і штампи оброблялись на відстані $H = 50$ мм. Цей режим забезпечував досить високу щільність енергії, яка оплавляла та випаровувала матеріал з поверхні зразка.

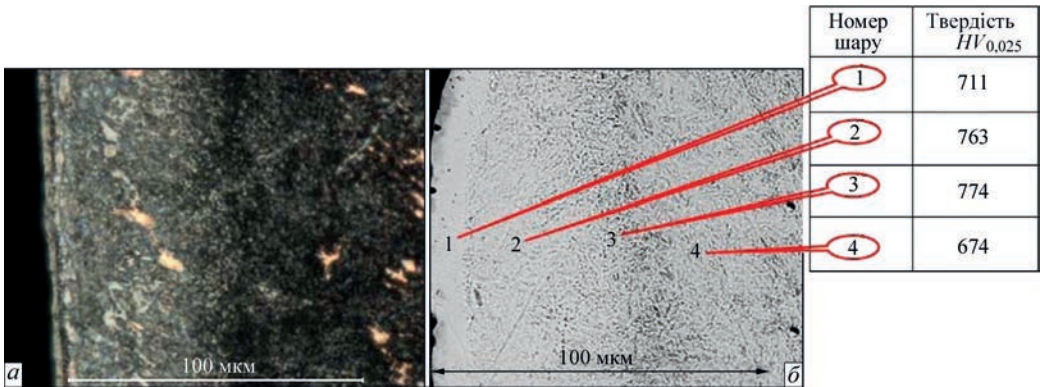


Рис. 3. Аналіз поверхні: а – за допомогою оптичного інвертованого мікроскопа OLIMPYS GX 51; б – електронно-іонного скануючого мікроскопа Quanta 200 3D

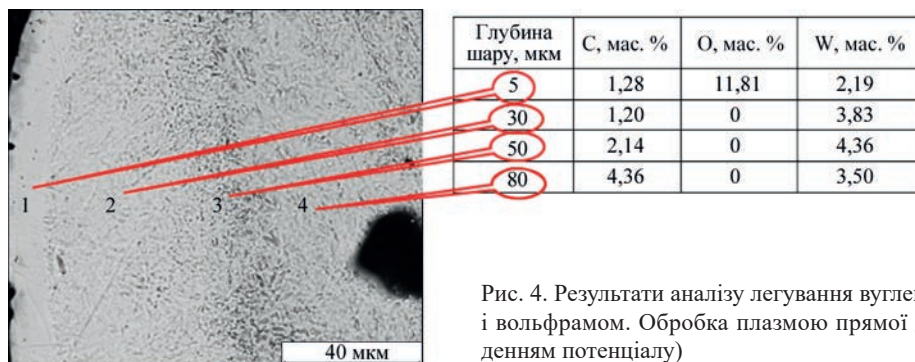


Рис. 4. Результати аналізу легування вуглецем, киснем і вольфрамом. Обробка плазмою прямої дії (з підведенням потенціалу)

Методами оптичної металографії на зразку були виявлені видимі сліди оплавлення поверхні. Мікроскопічний аналіз модифікованого шару поверхні, отриманого з підведенням потенціалу, проведений з використанням електронно-іонного скануючого мікроскопа Quanta 200 3D, показав, що на поверхні зразка був сформований модифікований шар товщиною до 100 мкм (рис. 3), який не має чіткої межі з основним металом. Твердість поверхневого шару збільшилася в 3 рази до $774 HV_{0,025}$, а твердість матеріалу зразка на глибині 80 мкм – до $674 HV_{0,025}$, що в два рази вище твердості основи.

Висока щільність енергії забезпечила подрібнення структури поверхневого шару за рахунок високих градієнтів температур. Однак поелементний аналіз не показав в шарі наявності елементів, які становлять плазму, що мабуть обумовлено високою температурою, випаровуванням і руйнуванням тонкого поверхневого шару. Поверхня зразка мала шорсткість і сліди плавлення, окислення, осадження вуглецю та розбризкування матеріалу.

Рентгеноструктурний аналіз підтвердив значне окислення. На поверхні присутній вуглець, осаджений з графітового покриття та конденсований з продуктів згоряння. Легуючі елементи в таких умовах окислюються і видаляються з поверхні разом зі зруйнованим шаром основного металу зразка.

Дослідження зразка на просвічуючому електронному мікроскопі, забезпеченому системою енергодисперсійного мікроаналізу, дозволило визначити, що легування поверхневого шару

здійснено на глибину до 80 мкм (рис. 4). Верхній оплавлений шар на глибині до 5 мкм містить до 11,81 мас. % кисню, 2,19 мас. % вольфраму та 1,28 мас. % вуглецю. На глибині 20...80 мкм модифікований шар має (точки 2, 3, 4 на рис. 3) підвищений в 2...3 рази вміст вольфраму (3,83, 4,36 та 3,50 мас. % відповідно) і вуглецю (1,2...4,36 мас. %). Основи модифікованого шару не містять кисень. У тонкому «білому» шарі (точка 1 на рис. 4) видно неоднорідності, які, мабуть, обумовлені нерівномірним окисленням (вміст кисню до 11,81 %).

Кристалічна структура модифікованого шару містить дискретні елементи розміром менше 100 нм (рис. 5). У поверхневому шарі на глибині до 6 мкм не спостерігається наявності кристалічної структури. Модифікований шар складається з нанокристалічного сплаву, що має мабуть аморфні прошарки.

У поверхневому шарі штампованої сталі збільшувалася концентрація основних елементів (вольфрам, кисень, вуглець), що впливають на теплостійкість цього шару. Вольфрам вводили в плазмовий струмінь у вигляді продуктів ерозії металевого електрода (стрижня), вуглець вводили з поверхні у вигляді прошарку, а кисень є складовим елементом плазми. Утворення щільного окисленого шару на поверхні штампованої сталі закриває її від подальшого окислення та перешкоджає контакту металів штампованого сплаву та штампа. Розподіл легуючих елементів по товщині модифікованого шару визначали за допомогою атомно-емісійного спектрометра тліючого розряду. Прецизійний кількісний пошаровий

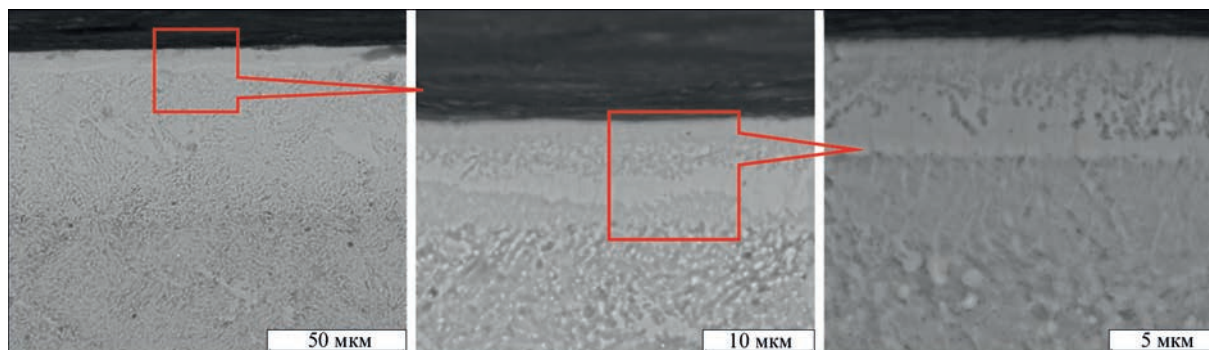


Рис. 5. Мікроскопічний аналіз модифікованого шару поверхні, отриманого з підведенням потенціалу. Електронно-іонний скануючий мікроскоп Quanta 200 3D. Травлення реактивом Ржешотарського



Рис. 6. Поверхня штампа для глибокої витяжки виробів з листа титану ВТ-6: а – немодифікована; б – модифікована імпульсною плазмою з комплексним легуванням вуглецем, вольфрамом і киснем

аналіз штампованої сталі після імпульсно-плазмової обробки з введенням в плазму вольфраму, вуглецю і кисню показав, що легуючі елементи розташовані на глибині до 80 мкм (див. рис. 4). У поверхневому шарі утворився новий матеріал з високим вмістом легуючих елементів.

Очікується, що додаткове легування поверхні штампованої сталі вуглецем і киснем знизить вплив кисню в процесі роботи штамсів. Обробка виробу імпульсною плазмою та комплексне легування збільшить термін служби поверхні штампованого інструмента та виключить відмови через крихкі руйнування.

З урахуванням попередньо проведеної роботи були модифіковані робочі поверхні великогабаритної матриці штампа для гарячої витяжки титанового листа зі сплаву ВТ-6, товщиною 3 мм (рис. 6). Робоча зона штампа (матриця) була виготовлена зі штампованої сталі 4Х4ВМФС (ДІ-22), термічно обробленої за стандартною технологією. Поверхня штампа шліфувалася після термічної обробки $R_z = 1,6$.

Матриця штампа до штампування нагрівається до температури 650...690 °С. При температурі 500 °С і вище на поверхні матриці утворюється окалина, що істотно погіршує ковзання заготовки при витяжці форми. Спостерігається руйнування поверхні штампа, налипання титану на поверхні, окислення та порушення шорсткості (див. рис. 6, а).

Для підвищення працездатності штампованого інструмента було проведено модифікування поверхні імпульсною плазмою. Обробка здійснювалася імпульсно-плазмовим генератором «Імпульс» (рис. 1).

Пружнопластичні деформування поверхневого шару в поєднанні з імпульсним тепловим і електромагнітним впливом забезпечує подрібнення структури сплаву та інтенсифікує механізми дифузії легуючих елементів. Попередні дослідження зразків-представників показали, що модифікований шар містить легуючі елементи – вуглець, вольфрам та кисень, має підвищену в три рази твердість і знижені характерні розміри кристаліч-

Результати промислових випробувань модифікованого імпульсною плазмою штампованого інструмента

Найменування інструмента	Без мод. т/од.	Після мод. т/од.	Ефективність, %
Відрізна матриця	24,4	79,35	325
Матриця опорна	4,5	29,23	650
Пуансон прорізний	1,8	7,08	393
Пуансон деформування	10,85	22,5	207
Матриця формуюча	18,0	54,0	300

них структур (< 100 нм). Модифікована поверхня відрізняється низькою шорсткістю.

Штампи використовували в технологічному процесі глибокої витяжки титанового листа товщиною 3 мм. Лист нагрівався до температури 700 °С. Після використання штамсів за призначенням на їх поверхні не спостерігалось слідів окислення та порушення шорсткості (див. рис. 6, б).

Технологію та технологічне обладнання для імпульсно-плазмового зміцнення інструмента застосовують в метизному виробництві ВАТ «Череповецький сталепрокатний завод». Досвід промислової експлуатації показав, що працездатність інструмента з штампованої сталі, підданої імпульсно-плазмовій обробці, підвищилася в 2...6 разів (див. таблицю [10]).

Висновки

Запропоновані технологія та устаткування для імпульсно-плазмового модифікування забезпечують легування та наноструктурування поверхневого шару інструментальних сталей на глибину понад 80 мкм.

Промислові випробування підтвердили ефективність модифікування. Після імпульсно-плазмової обробки робочих поверхонь великогабаритної матриці штампа для гарячої витяжки титанового листа зі сплаву ВТ-6 товщиною 3 мм інструмент з штампованої сталі 4Х5МФ1С при нагріванні до температури 700 °С не мав відмов через зношування схоплюванням, крихкого руйнування або зламу. Працездатність інструмента була збільшена в 2...6 разів. Причиною відмови інструмента слугує тільки розжарення робочих поверхонь.

Список літератури

1. Гусев А.И. (2009) *Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии*. 2-е изд., испр. и дополн. Москва, ФИЗМАТЛИТ.
2. Тюрин Ю.Н., Жадкевич М.Л. (2008) *Плазменные упрочняющие технологии*. Киев, Наукова думка.
3. Tyurin, Yu.N., Kolisnichenko, O.V. (2009) Plasma-Detonation Technology for Modification of the Surface Layer of Metal Parts. *The Open Surface Science Journal*, 1, 13–19.
4. Ляхович Л.С., Ворошнин Л.Г., Панич Г.Г., Щербаков Э.Д. (1974) *Многокомпонентные диффузионные покрытия*. Минск, Наука и техника.
5. Ершов Г.С., Позняк Л.А. (1993) *Структурообразование и формирование свойств сталей и сплавов*. Киев, Наукова думка.
6. Abboud, J., Benyounis, K., Olabi, A. (2007) Laser surface treatments of iron-based substrates for automotive application. *Journal of Materials Processing Technology*, 182, 427–431.
7. Cherenda, N.N., Uglov, V.V., Anishchik, V.M. et al. (2005) Structure-phase transformations in high-speed steel treated by compression plasma flow. *Vacuum*, 78, 483–487.
8. Rott, M., Raif, M., Igenbergs, E. (2006) Surface modification processes by hypervelocity plasma pulses. *International Journal of Impact Engineering*, 33, 691–702.
9. Shmelev, V., Podoynitsyn, S., Vasilik, N. (2006) Application of the ballistic plasmatron of superadiabatic compression for surface treatment. *Surface & Coatings Technology*, 200, 4939–4946.
10. Тюрин Ю.Н., Колисниченко О.В., Цыганков Н.Г. (2001) Импульсно-плазменное упрочнение инструмента. *Автоматическая сварка*, 1, 38–44.
11. Korzyk, V., Changgen, Feng, Tyurin, Y. et al. (2020) Pulse-plasma technologies of modification and increasing durability of metal working tool. *The 394th Young Scientists Forum of China Association for Science and Technology*, 325–339.

References

1. Gusev, A.I. (2009) *Nanomaterials, nanostructures, nanotechnologies*. 2nd Ed. Moscow, FIZMATLIT [in Russian].
2. Tyurin, Yu.N., Zhadkevich, M.L. (2008) *Plasma hardening technologies*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
3. Tyurin, Yu.N., Kolisnichenko, O.V. (2009) Plasma-detonation technology for modification of the surface layer of metal parts. *The Open Surface Sci. J.*, 1, 13–19.
4. Lyakhovich, L.S., Voroshnin, L.G., Panich, G.G., Shcherbakov, E.D. (1974) *Multicomponent diffusion coatings*. Minsk, Nauka i Tekhnika [in Russian].
5. Ershov, G.S., Poznyak, L.A. (1993) *Structure formation and formation of properties of steels and alloys*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
6. Abboud, J., Benyounis, K., Olabi, A. (2007) Laser surface treatments of iron-based substrates for automotive application. *J. Mater. Proc. Technology*, 182, 427–431.
7. Cherenda, N.N., Uglov, V.V., Anishchik, V.M. et al. (2005) Structure-phase transformations in high-speed steel treated by compression plasma flow. *Vacuum*, 78, 483–487.
8. Rott, M., Raif, M., Igenbergs, E. (2006) Surface modification processes by hypervelocity plasma pulses. *Int. J. of Impact Engineering*, 33, 691–702.
9. Shmelev, V., Podoynitsyn, S., Vasilik, N. (2006) Application of the ballistic plasmatron of superadiabatic compression for surface treatment. *Surface & Coatings Technology*, 200, 4939–4946.
10. Tyurin, Yu.N., Kolisnichenko, O.V., Tsygankov, N.G. (2001) Pulse-plasma hardening of tools. *The Paton Welding J.*, 1, 38–44.
11. Korzyk, V., Changgen, Feng, Tyurin, Y. et al. (2020) Pulse-plasma technologies of modification and increasing durability of metal working tool. *In: The 394th Young Scientists Forum of China Association for Science and Technology*, 325–339.

PULSE-PLASMA MODIFICATION OF THE SURFACE OF METAL STAMPS OF HOT DRAWING OF TITANIUM ALLOY PRODUCTS

Yu. M. Tyurin¹, O.V. Kolisnichenko¹, V.M. Korzhik¹, I.D. Gos¹, O.V. Ganushchak¹, Jin Ying², Zhong Fengping²

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

E-mail: vnkorzyk@gmail.com

² Zhejiang Academy of Special Equipment Science. 310016, Jianggan District, Hangzhou, Zhejiang, 211, Kaixuan Road.

E-mail: jinying@zjtj.org

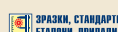
The technology of pulse plasma modification of the working surface of the stamp of 4Kh5MF1S tool steel (analogues: in the EU - X40CrMoV5-1; in China - 4Cr5MoSiV1) is considered. The mentioned tool is used for stamping billets of titanium VT6 alloy (wt.-%: Al – 3.0...6.8; V – 3.5...5.0; Ti – base), which is performed at temperatures up to 700 °C. The surface of the stamp is heated, which leads to its oxidation and diffusion redistribution of alloying elements. Pulse-plasma stamping leads to the formation of elastic-plastic deformations of the surface layer in tool steel, which in combination with pulsed thermal and electromagnetic effects provides refinement of the alloy structure and intensifies the diffusion mechanisms of alloying elements. Studies showed that the modified layer (over 80 μm thickness) in 4Kh5MF1S steel, formed in the process of pulse-plasma treatment, contains up to 2.5% carbon, up to 12% oxygen and up to 3% tungsten. In the mentioned layer the presence of nanocrystalline structures with a size of less than 100 nm was revealed. The hardness of the modified layer is more than 700 HV 0.025. The surface roughness after pulse-plasma treatment did not change. Experience of industrial use of this technology showed that modification of a surface of a stamp from 4Kh5MF1S steel provided its high efficiency at deep drawing of products from the heated (to 700 °C) sheet of VT-6 titanium of 3 mm thickness. 11 Ref., 1 Tabl., 6 Fig.

Keywords: plasma treatment, alloying, tool steels, stamp, titanium deformation, structuring, wear resistance, operability

Надійшла до редакції 29.04.2021

**XX МІЖНАРОДНИЙ
ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ – 2021**
МІЖНАРОДНІ СПЕЦІАЛІЗОВАНІ ВИСТАВКИ

**16 - 19
листопада**



ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ ШВІВ ВИСОКОМІЦНИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ НА ЇХ СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ

В.А. Костін, В.В. Жуков, О.М. Берднікова, В.В. Головки, О.С. Кушнарєва

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

У роботі досліджено вплив модифікування дисперсними частинками різних сполук на структуру, неметалеві включення, їх розмір та розподіл, зміну температур фазових перетворень та механічні властивості металу швів зварних з'єднань високоміцних низьколегованих сталей. Показано, що використання температури максимальної інтенсивності фазового перетворення дозволило відокремити вплив оксидних, карбідних та сполук, що містять титан, на структуру та механічні властивості металу швів високоміцних низьколегованих сталей. Використання порошків оксидів TiO_2 , ZrO_2 , MgO сприяє формуванню дисперсної структури голчастого фериту (від 30 до 90 %), який дозволяє отримати в металі зварних швів сприятливе поєднання високої міцності та ударної в'язкості, особливо при екстремально низьких температурах випробувань ($-40\ldots-60^\circ\text{C}$). Бібліогр. 11, табл. 5, рис. 9.

Ключові слова: високоміцні низьколеговані сталі, діаграма розпаду аустеніту, фазові перетворення, критичні температури перетворення, автоматичне зварювання, метал шва, модифікування, мікроструктура, механічні властивості

В даний час у будівництві, транспортному машинобудуванні, суднобудуванні при виготовленні та ремонті інженерних зварних конструкцій підйомно-транспортних механізмів, великогабаритних інженерних споруд і каркасних конструкцій широко використовуються високоміцні низьколеговані сталі (ВМНЛ) з рівнем міцності 350...700 МПа і високим комплексом властивостей в'язкості та пластичності [1–3].

Постійно зростаючи вимоги до підвищення надійності та безпеки зварних конструкцій до рівня експлуатаційних навантажень, їх довговічності та економічності викликають необхідність використовувати нові ВМНЛ сталі. В даний час у зв'язку з розробкою і використанням в промисловості нових ВМНЛ сталей з рівнем міцності 600...700 і навіть 800 МПа виникла проблема зниження показників в'язкості металу швів зварних з'єднань при підвищенні показників міцності [4].

Вирішення цієї проблеми можливе шляхом переходу до використання в зварних конструкціях нових ВМНЛ сталей з феритно-бейнітною або бейнітно-мартенситною структурами з одного боку вимагає використання нових зварювальних матеріалів – дрітків і флюсів, а з іншого – більш глибокого розуміння процесів структуроутворення, впливу кінетики фазових перетворень та особливостей формування дисперсних фаз на структуру і властивості зварних з'єднань ВМНЛ сталей.

Традиційно завдання підвищення міцності металу шва до рівня 90...95 % від рівня міцності основного металу вирішувалося шляхом вико-

ристання більш легованих зварювальних дрітків, порошкових дрітків складного хімічного складу або зміни режиму зварювання [5].

Разом з тим традиційні підходи до підвищення властивостей зварних з'єднань не завжди можуть бути застосовані через зниження пластичності, ударної в'язкості, опору крихкому руйнуванню та підвищення схильності металу швів та зони термічного впливу до утворення холодних тріщин [6]. Це пов'язано з тим, що ще не достатньо повно вивчено особливості структуроутворення, кінетику розвитку фазових перетворень, механізми впливу дисперсних екзогенних фаз на структуру та властивості зварних з'єднань ВМНЛ сталей.

Визначення температур фазових перетворень у ВМНЛ сталях та їх зварних з'єднань є достатньо складною задачею, що безпосередньо впливає на вибір режимів зварювання, термообробки і, як наслідок, на мікроструктуру та механічні властивості металу швів.

З огляду на сказане вище, мета роботи полягала у дослідженні впливу різного складу порошків модифікаторів на процеси структуроутворення, температури фазових перетворень, їх розподіл в металі швів та визначенні впливу цих параметрів на механічні властивості металу швів ВМНЛ сталей.

Матеріали досліджень. В роботі представлено результати досліджень структурних перетворень металу зварних з'єднань ВМНЛ сталі 14ХГНДЦ, у метал шва якої вводили порошки модифікатори різних сполук – нітридів, карбідів і оксидів різних металів (TiC , TiN , SiC , VC , NbC , TiO_2 , Al_2O_3 , MgO , ZrO_2).

Костін В.А. – <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>, Жуков В.В. – <https://orcid.org/0000-0002-3358-8491>, Берднікова О.М. – <https://orcid.org/0000-0001-9754-9478>, Головки В.В. – <https://orcid.org/0000-0002-2117-0864>, Кушнарєва О.С. – <https://orcid.org/0000-0002-2125-1795>

© В.А. Костін, В.В. Жуков, О.М. Берднікова, В.В. Головки, О.С. Кушнарєва, 2021

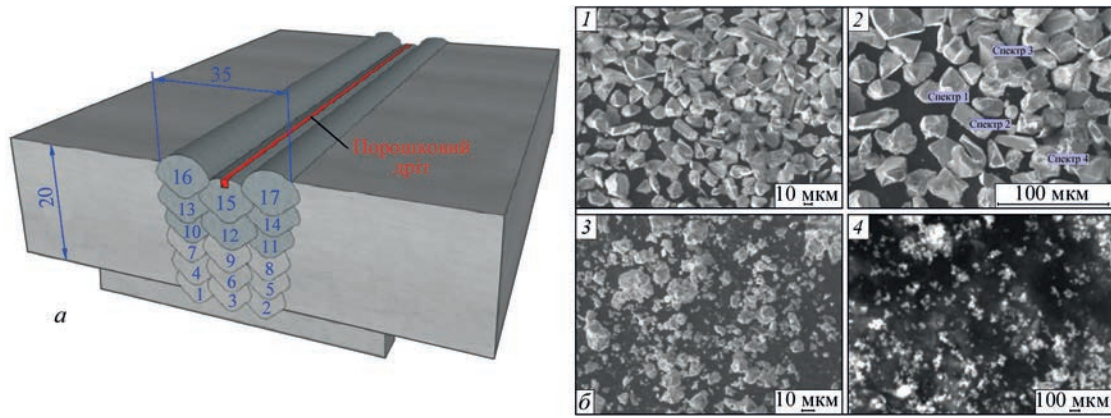


Рис. 1. Схема заповнення стику (а) та зовнішній вид порошків-модифікаторів (б): 1 – TiC; 2 – TiN; 3 – TiO₂; 4 – ZrO₂

Таблиця 1. Хімічний склад металу отриманих зварних з'єднань, мас. %

Тип	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Al	Ti	Nb	Zr
Без мод.	0,042	0,34	1,19	0,021	0,02	0,106	2,13	0,282	–	0,72	0,028	0,029	0,004	–
FeTi	0,049	0,298	1,39	0,023	0,015	0,15	2,26	0,25	<0,02	0,44	0,039	0,008	0,006	–
TiN	0,035	0,317	1,4	0,019	0,009	0,14	2,29	0,26	<0,02	0,56	0,036	0,011	<0,002	–
SiC	0,053	0,321	1,2	0,02	0,025	0,22	2,42	0,26	<0,02	0,45	0,025	0,004	0,003	0,002
TiC	0,046	0,34	1,39	0,021	0,019	0,13	1,7	0,24	<0,02	0,54	0,033	0,011	0,007	–
VC	0,052	0,227	1,21	0,022	0,021	0,14	2,03	0,25	0,07	0,51	0,027	0,004	0,004	–
NbC	0,049	0,253	1,19	0,021	0,02	0,13	2,25	0,27	<0,02	0,55	0,029	0,003	0,075	–
ZrO ₂	0,041	0,288	1,32	0,021	0,024	0,12	1,36	0,25	<0,02	0,37	0,029	0,004	0,004	0,06
TiO ₂	0,035	0,405	1,24	0,016	0,021	0,11	1,97	0,27	0,009	0,68	0,031	0,017	0,002	–
Al ₂ O ₃	0,023	0,424	1,4	0,017	0,023	0,11	2,15	0,29	0,007	0,77	0,032	0,015	0,002	–
MgO	0,031	0,227	1,11	0,025	0,024	0,14	1,85	0,29	–	0,6	0,023	0,03	–	–

Модифікування рідкого металу здійснювалося за допомогою зварювання, шляхом використання порошкових зварювальних дротів, в яких були закладені частки необхідного складу. Шви №№ 1–9 було не модифіковано. Тоді як шви №№ 10–18 було виконано модифікованими порошковими зварювальними дротами (рис. 1).

Особливістю використання запропонованої схеми зварювання для модифікування рідкого металу є необхідність захисту порошків, що вводяться, від прямого впливу зварювальної дуги для запобігання їх повного розплавлення або випаровування. У зв'язку з цим використовувалася технологія введення порошкових зварювальних дротів у відносно «холодну» частину зварювальної ванни з температурою ванни близько 1600...1800 °С, яка була нижче температури плавлення більшості частинок.

Було виконано стикові зварні з'єднання листів сталі 14ХГНДЦ товщиною 20 мм на постійному струмі зворотної полярності. Зварювання виконувалось у середовищі захисних газів Ar+18% CO₂ з використанням порошкового дроту Св-08, діаметром 1,6 мм, КЗ –18 %. Загальний вміст модифікаторів TiC, TiN, SiC, VC, NbC, TiO₂, Al₂O₃, MgO, ZrO₂ складав 0,09 %. Зварювання проводили на постійному струмі зворотної полярності $I = 240...250$ А, напрузі $U = 31...32$ В,

швидкості зварювання 10...12 м/год, тепловкладенні 26...28 Дж/см. Хімічний склад та механічні властивості дослідних швів представлено в табл. 1 та табл. 2.

Характер структурних перетворень в метали швів, модифікованих порошками, вивчали методом імітації термодетонаційних циклів зварювання з використанням комплексу Gleeble 3800 (DSI, США), що було оснащено швидкодійним дилатометром [7]. Зразки нагрівалися у вакуумній камері до темпера-

Таблиця 2. Механічні властивості металу модифікованих зварних швів

Модифікатор	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	KCV, Дж/см ² при T, °C			
	МПа		%		+20	0	–20	–40
Без модифікування	693	605	14,5	48,4	97	87	75	53
FeTi	747	690	19	60	74	69	63	61
TiN	712	580	5,3	14,7	55	47	40	—
SiC	775	729	18	60	55	49	44	36
TiC	728	665	19	61	82	72	63	52
VC	780	706	14	56	57	55	52	—
NbC	594	594	3	5,75	44	35	24	—
ZrO ₂	645	556	21	60	116	96	98	82
TiO ₂	709	636	19	57	85	72	60	50
Al ₂ O ₃	728	621	18	54	82	58	50	36
MgO	644	586	19	60	103	—	69	60

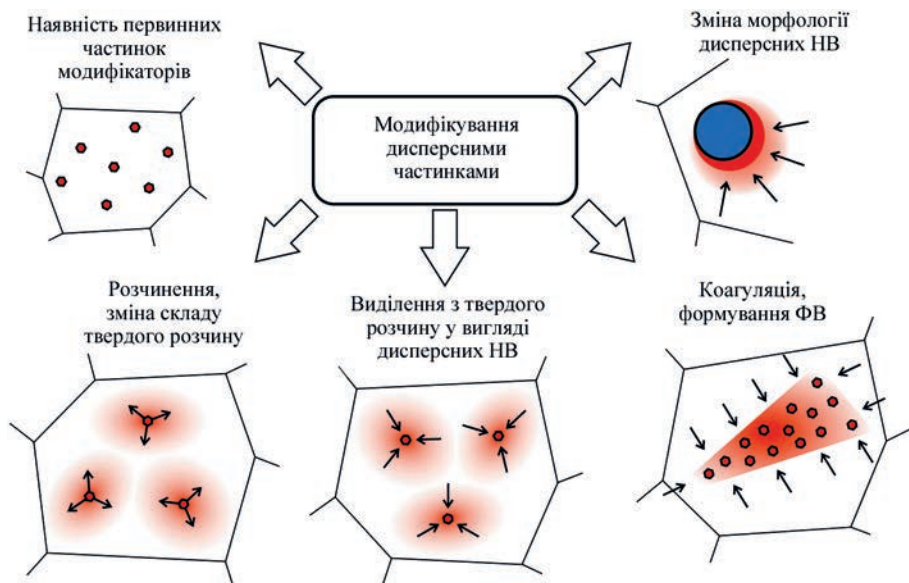


Рис. 2. Вплив модифікування металу зварного шва на характер перетворень дисперсних частинок

тури 1170 °С, а потім охолоджувалися за термічним циклом, характерним для автоматичного дугового зварювання під флюсом зі швидкостями 5; 10; 17; 30; 45 °С/с в інтервалі температур 600 ... 500 °С.

Мікроструктура швів досліджувалася за допомогою світлової (NEOPHOT 32), растрової (JSM 840 (JEOL, Японія), трансмісійної (JEM 200CX, Японія) та Оже-мікросондової (JAMP 9500F, Японія) електронної мікроскопії.

Результати досліджень. Процес впливу модифікування рідкого металу шва на підвищення його механічних властивостей є достатньо складним та неоднозначним. Введені у рідкометалеву ванну модифікатори можуть реагувати з домішками у металі та утворювати неметалеві включення. Модифікування може призводити до розпаду існуючих неметалевих включень та утворення нових, також атоми сполук модифікаторів можуть приєднатися до існуючих неметалевих включень, формуючи більш складні неметалеві включення. Також частинки модифікаторів можуть розчинятися і в результаті змінювати склад твердого розчину [8]. Вплив модифікаторів при кристалізації рідкого металу може впливати на первинну дендритну структуру металу шва, параметри та характер будови дендритної структури шва [9]. Але разом з тим сформовані внаслідок модифікування неметалеві включення можуть впливати на процеси вторинної кристалізації та структуроутворення в ході перетворення переохолодженого аустеніту[10].

Зміна хімічного складу металу шва та частинки тугоплавких сполук також будуть впливати на кінетику перетворення у твердому стані, температури перетворення, мікроструктуру, що формується. На мікроструктуру також буде впливати склад, розподіл та розмір модифікуючих та вторинних фаз [10, 11].

Введення порошкоподібного матеріалу в рідкометалеву ванну (рис. 2) може призводити до наступного: в металі шва можуть перебувати первинні частинки модифікатори; частинки можуть розчинятися, змінюючи склад твердого розчину; частинки можуть виділятися у вигляді дисперсних неметалевих включень; може відбуватися коагуляція і злипання частинок модифікаторів з подальшим утворенням протяжних фазових виділень; а також розчинені частинки можуть змінювати морфологію і склад вже існуючих у металі неметалевих включень.

Тобто хімічний склад та параметри частинок будуть впливати на температуру перетворення аустеніту і на структурно-фазовий склад, а також на механічні властивості металу. Цей взаємний вплив умовно представлено на рис. 3.

Неметалеві включення та фазові виділення можуть значно впливати на формування структурно-фазового складу металу, можуть бути центрами кристалізації та рекристалізації, що може енергетично облегшити формування тої чи іншої структурної складової, змінивши не тільки температурний діапазон перетворення, а і кінетику структурно-фазового перетворення, структурно-фазовий склад та механічні властивості металу.

Зміна кінетики перетворення аустеніту внаслідок модифікування може не змінювати температури початку та кінця перетворення, але буде впли-



Рис. 3. Взаємний вплив хімічного складу, температури перетворення аустеніту, структурно-фазового складу на механічні властивості металу зварного шва

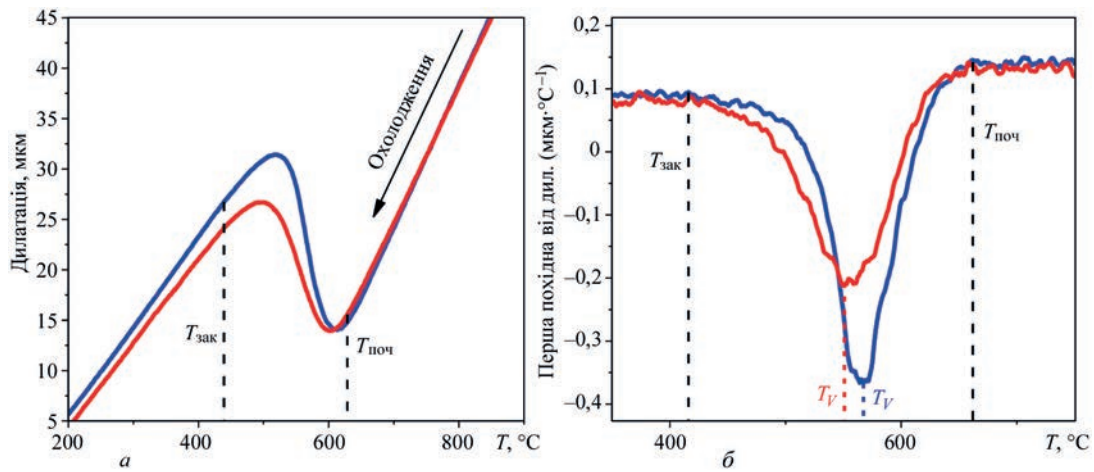


Рис. 4. Вплив модифікування на зміну кінетики фазового перетворення: а – дилатограма; б – перша похідна дилатації по температурі

вати на характер деформації металу, пов'язаний з перебудовою кристалічної решітки у ході перетворення, тобто зі «швидкістю» перетворення (рис. 4).

У зв'язку зі сказаним вище було досліджено вплив модифікування на мікроструктуру металу швів, склад та розподіл неметалевих включень, температури фазових перетворень.

Результати досліджень впливу модифікування дисперсними частинками металу зварного шва ВМНЛ сталі на формування вторинної кристалічної структури представлено на рис. 5.

Встановлено, що для всіх досліджених зразків металу швів зварних з'єднань спостерігається формування різних структурних складових, таких як бейніт верхній (B_v), бейніт нижній (B_n), ферит Відманштеттена (ФВ), голчастий ферит (ГФ), ферит по границям зерен (ЗГФ), ферит всередині зерна (ВЗФ),

мартенсит-аустеніт-карбідні виділення (МАК). Використовуючи методи кількісної металографії, було визначено об'ємну частку структурних складових, що формуються у модифікованих швах (табл. 3).

За допомогою методів електронної трансмісійної мікроскопії проведено аналіз тонкої структури на «просвіт», що формується у металі швів: субструктури, параметрів рейок, розподілу, розмірів та складу фазових виділень, зміни дислокаційної щільності металу модифікованих зварних з'єднань, а також для порівняння металу шва без модифікування (рис. 6, табл. 4).

Встановлено, що неметалеві включення на основі сполук титану утворюються всередині зерен металу шва з щільністю дислокацій $\rho = 10^{10} \dots 10^{11} \text{ см}^{-2}$ навколо включень, підвищують значення міцності металу і знижують трі-

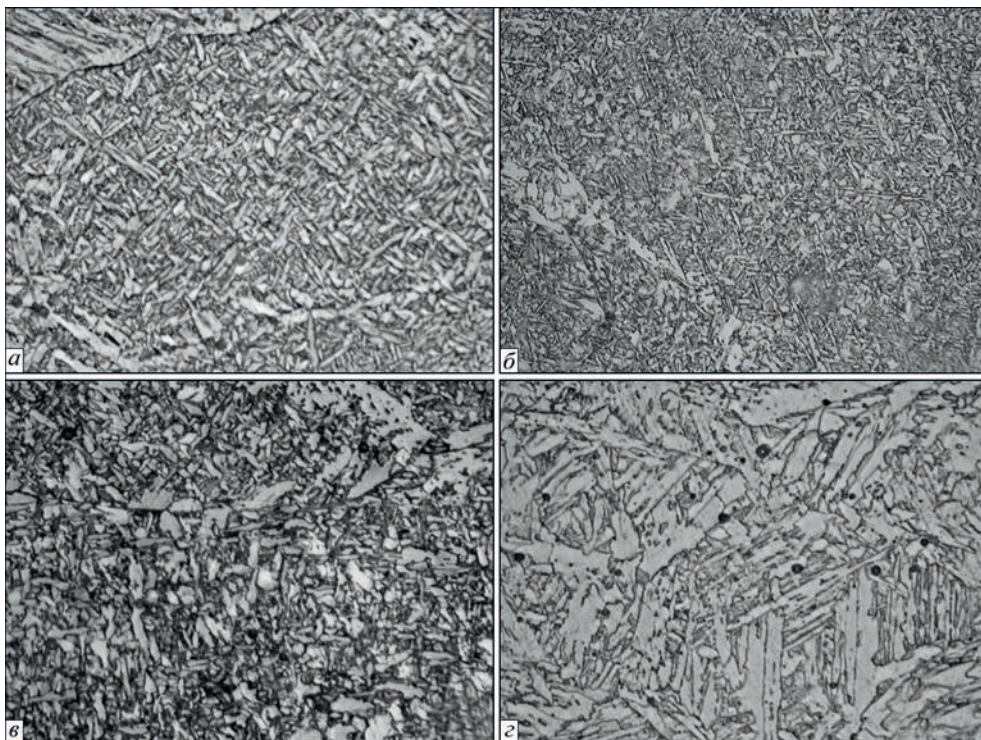


Рис. 5. Мікроструктура ($\times 1000$) металу швів, модифікованих порошками: а – TiC; б – TiN; в – TiO₂; з – ZrO₂

Таблиця 3. Структурний склад модифікованого металу зварних швів, %

Тип модифікатора	ГФ	ЗГФ	ВЗФ	ФВ	Б _в	Б _н	МАК	Ферит	Бейніт
—	27	18	8	9	14	24	—	35	65
FeTi	55	18	13	11	—	—	3	42	55
TiN	52	16	18	8	—	—	6	42	52
TiC	30	16	3	6	20	25	—	25	75
SiC	17	15	3	4	11	43	7	22	71
VC	11	9	-	18	47	12	3	27	70
NbC	9	7	-	11	43	9	21	18	61
ZrO ₂	31	16	9	7	11	26	—	32	68
Al ₂ O ₃	3	3	—	32	50	12	—	35	65
MgO	32	12	10	7	16	23	—	29	71
TiO ₂	60	12	20	—	—	8	—	32	68

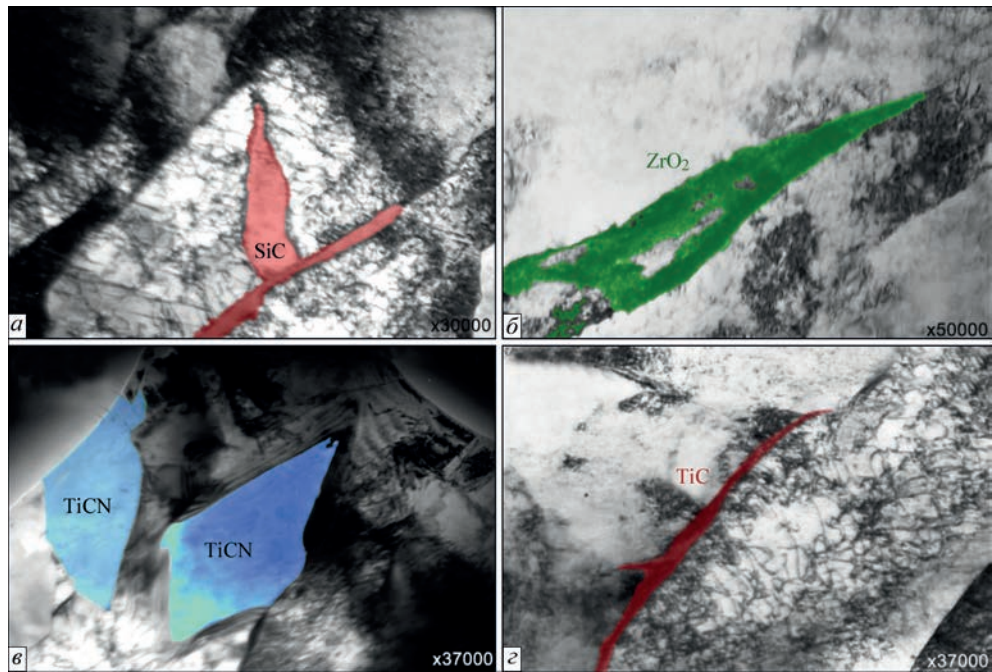


Рис. 6. Фазові виділення у металі швів, модифікованих: а – SiC; б – ZrO₂; в – TiN; г – TiC

Таблиця 4. Параметри тонкої структури металу модифікованих швів

Тип модифікатора	h_p , мкм	$d_{фр}$, мкм	D_q , мкм	λ_q , мкм	ρ , см ⁻²
Без модифікатора	0,5...1,7	0,4...1,5	0,01...0,05*	0,05...0,17*	(4...6) 10 ¹⁰
FeTi	0,7...2,3	0,4...1,6	0,03...0,05* 0,01...0,02**	0,06...0,15* 0,02...0,03*	(4...6) 10 ^{10*} (1...2) 10 ^{11**}
TiN	0,4...1,2	0,3...1,0	0,02...0,08* 0,03...0,05**	0,08...0,15* 0,03...0,1**	(4...6) 10 ^{10*} (2...3) 10 ^{11**}
SiC	0,7...1,5	0,4...0,8	0,03...0,1* 0,02...0,07**	0,03...0,15	(4...8) 10 ¹⁰
ZrO ₂	0,4...1,4	0,2...1,0	0,017...0,08	0,05...0,13	(6...8) 10 ¹⁰
TiC	0,5...1,5	0,2...1,2	0,013...0,07	0,04...0,1	(4...8) 10 ¹⁰

Примітка. * – в об'ємі зерна; ** – по границях зерен; h_p - ширина рейок; $d_{фр}$ - розмір фрагментів, D_q - розмір частинок фазових виділень та відстаней між ними (λ_q), ρ - щільність дислокацій

щиностійкість, а оксидні неметалеві включення утворюються поблизу границь зерен з щільністю дислокацій $\rho = 10^8...10^9$ см⁻².
Аналіз впливу модифікування на розподіл неметалевих включень у металі швів за розміром представлено на рис. 7, а.
Встановлено, що модифікування призводить до укрупнення неметалевих включень у металі звар-

ного шва. Частинок розміром до 0,3 мкм стає менше за рахунок зростання їх частки розміром більше 0,5 мкм. Це свідчить, що частинки модифікаторів після розчинення, окрім можливості формування окремих фазових виділень, схожих за складом зі складом модифікаторів, можуть коагулювати з дисперсними неметалевими включеннями (оксидного характеру), що присутні у металі зварного шва.

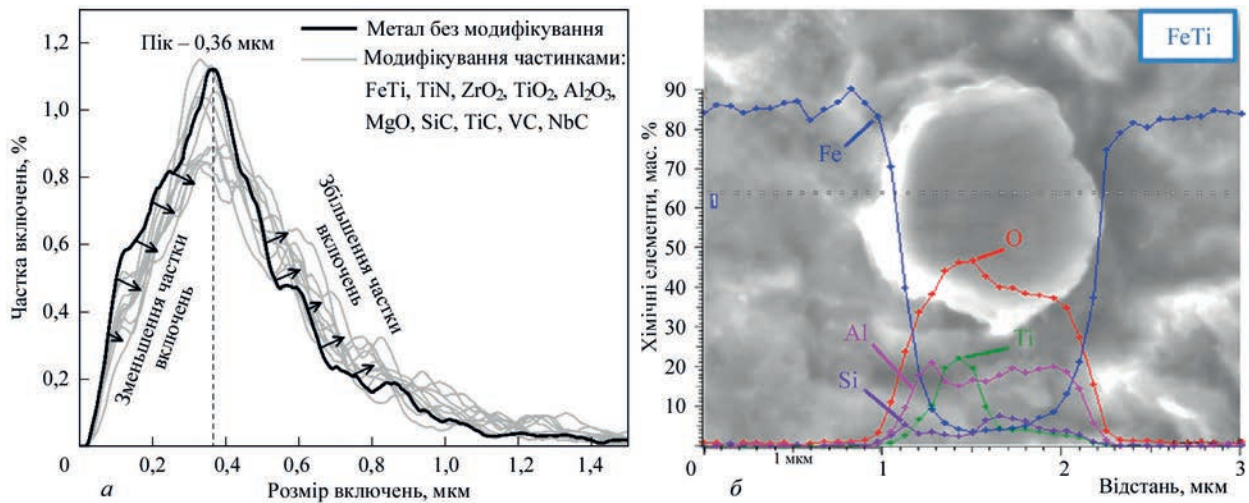


Рис. 7. Вплив модифікування на розподіл: а – включень за розміром; б – хімічних елементів у включенні у металі зварних швів

Визначення складу неметалевих включень проводили на мікросліфах і зламах зразків після випробувань (рис. 7, б). Ідентифікація складу неметалевих включень методом мікрорентгено-спектрального аналізу (РСМА) з застосуванням Оже-мікрозонду JAMP 9500F показала, що практично всі проаналізовані включення представляють композицію оксидів марганцю, кремнію, алюмінію, титану і сірки при різному співвідношенні компонентів.

Аналіз впливу модифікування на температурні параметри перетворення металу зварних швів ВМНЛ сталей приведено на рис. 8. Побудовано термодинамічні діаграми (ТКД) розпаду переохолодженого аустеніту, визначено критичні температури A_{c1} та A_{c3} , температури початку та закінчення

розпаду аустеніту, а також температуру максимальної інтенсивності перетворення T_V (табл. 5).

Встановлено, що модифікування частинками ZrO_2 та MgO призводить до деякого підвищення температур початку перетворення для швидкостей охолодження нижче $17^\circ C/c$. Модифікування частинками TiC , SiC , NbC , TiO_2 , Al_2O_3 та TiN призводить до зниження критичних температур перетворення (див. табл. 5). Модифікування карбідними модифікаторами та TiN призводить до виникнення вираженої мартенситної фази при дилатометричних та металографічних дослідженнях. Найбільший вміст мартенситу та найбільші значення мікротвердості металу отримані для зразків, що були модифіковані частинками TiN .

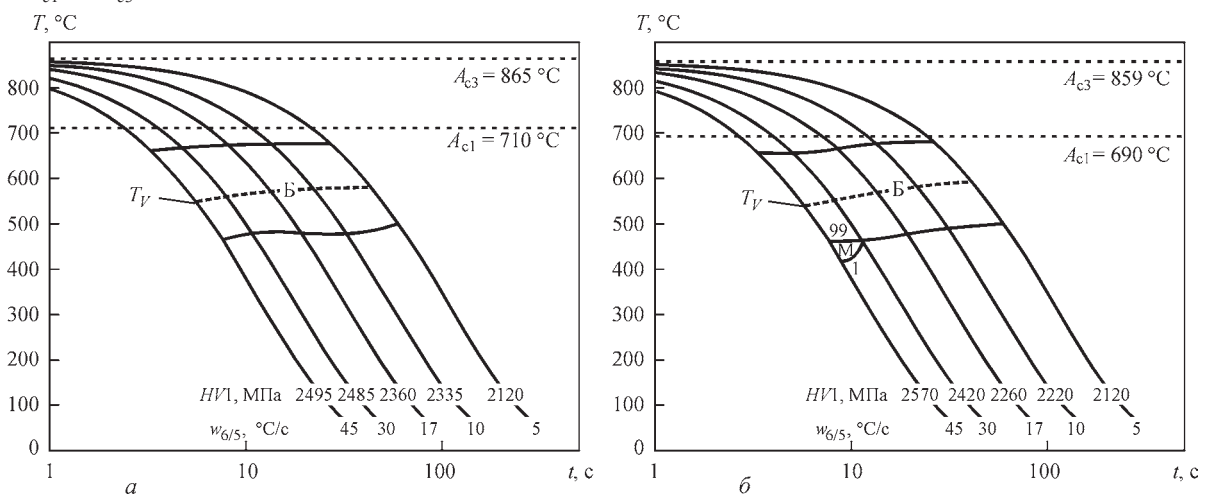


Рис. 8. ТКД метала шва: а – без модифікування; б – модифікування ZrO_2

Таблиця 5. Характерні температури перетворення модифікованих швів

$T, ^\circ C$	Тип модифікуючих частинок										
	Основа	FeTi	TiN	ZrO_2	TiO_2	Al_2O_3	MgO	SiC	TiC	VC	NbC
Bs	677	654	600	678	652	651	684	647	653	645	647
Bf	470	472	422	492	478	466	486	440	476	460	458
T_V	576	573	505	579	575	564	587	535	573	559	545

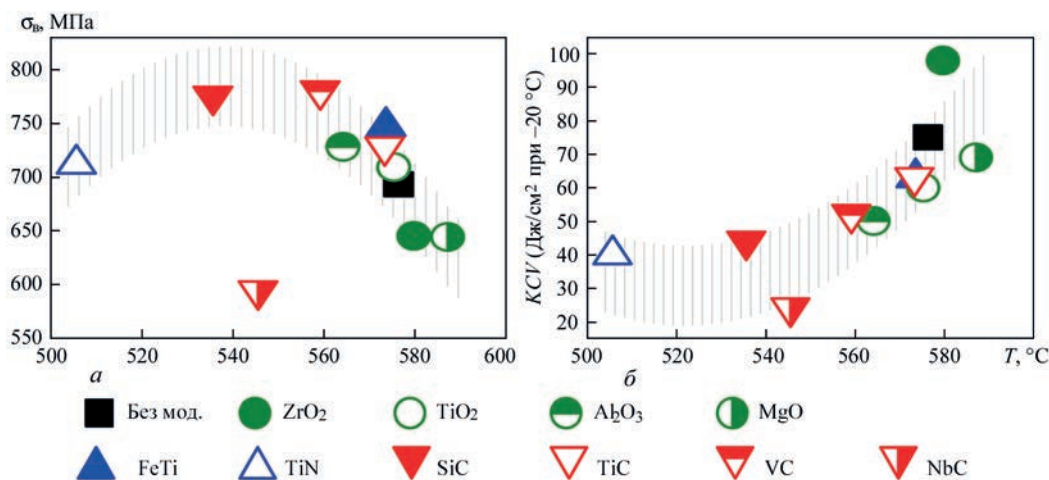


Рис. 9. Вплив температури максимальної інтенсивності перетворення T_v на структурно-фазовий склад та механічні властивості металу модифікованих швів: а – межу міцності; б – ударну в'язкість KCV_{-20}

Залежність температури перетворення від швидкості охолодження показує зниження температури перетворення для всіх досліджених зразків. Слід зазначити, що модифікування частинками ZrO₂ та MgO призводить до підвищення температури перетворення на 50...75 °C, і в цілому значення температур перетворення для оксидних модифікаторів MgO, ZrO₂, TiO₂, Al₂O₃ знаходяться вище, ніж для карбідних частинок SiC, VC, NbC. Найнижчі значення температури перетворення спостерігаються для зразка, модифікованого нітридом титану TiN.

Аналізуючи вплив модифікаторів на структуру і механічні властивості металу швів ВМНЛ сталей встановлено, що застосування порошків нітриду титану TiN призводить до підвищення частки внутрішньозеренного та полігонального фериту (до 50 %), що несприятливо позначається на величині ударної в'язкості металу швів вже при відносно високій температурі випробувань KCV_{-20} 40 Дж/см².

Використання порошків оксидів TiO₂, ZrO₂, MgO сприяє формуванню дисперсної структури голчастого фериту (від 30 до 90 %), який, як відомо, дозволяє отримати в металі зварних швів більш сприятливе поєднання високої міцності і ударної в'язкості, особливо при вкрай низьких температурах випробувань -40... -60 °C (рис. 9).

Аналіз отриманих результатів показує, що з підвищенням температури перетворення знижуються показники міцності (рис. 9, а), підвищуються значення ударної в'язкості (рис. 9, б) і пластичності металу модифікованих швів. Виняток становлять зразки, модифіковані карбідом ніобію NbC та нітридом титану TiN. Для обох зразків характерно зниження показників міцності та пластичності при відносно низькому значенні температури максимальної інтенсивності перетворення аустеніту.

Встановлено, що для металу модифікованих швів співвідношення структурних складових май-

же лінійно пов'язано з температурою максимальної інтенсивності перетворення T_v .

Вплив структурного складу на механічні властивості металу модифікованих швів показав, що при підвищенні співвідношення кількості феритної фази до кількості бейнітної спостерігається зниження характеристик міцності і підвищення характеристик пластичності металу швів. Відмінності у загальній залежності представляють зразки металу швів, модифікованих TiN та NbC, що може бути пояснено формуванням мартенситної фази внаслідок розчинення карбідоутворюючих елементів модифікаторів.

Отже встановлено, що серед параметрів, які найбільшою мірою впливають на механічні властивості металу модифікованих швів (хімічний склад, неметалеві та фазові включення, температура перетворення, структурно-фазовий склад та ін.) температура максимальної інтенсивності перетворення T_v є найбільш вагомим. Встановлено, що для зразків, модифікованих оксидними та карбідними частинками, існує чітка залежність, що зв'язує вказані параметри.

Карбідні модифікатори, розчиняючись в металі швів, змінюють склад твердого розчину і тим самим впливають на характер структуроутворення. Для швів, модифікованих оксидними та сполуками, що містять титан, модифікаторами, спостерігається деяке відхилення значень кінетичних параметрів перетворення, що підтверджує істотний вплив екзогенних неметалевих включень і фазових виділень та морфології ендегенних неметалевих включень на умови формування вторинної структури та механічні властивості зварних швів ВМНЛ сталей.

Висновки

1. Встановлено, що склад неметалевих включень (оксидні чи на основі сполук титану), характер їх розташування відносно границь зерен (по близу границі чи всередині зерна) та величина

градієнту щільності дислокації поблизу включення впливають на кінетику фазового перетворення та механічні властивості зварних швів ВМНЛ сталей.

2. Неметалеві включення на основі сполук титану утворюються всередині зерна металу з щільністю дислокацій $10^{10} \dots 10^{11} \text{ см}^{-2}$ навколо включень, підвищують значення міцності металу і знижують тріщиностійкість, а оксидні неметалеві включення утворюються поблизу границь зерен металу з щільністю дислокацій $10^8 \dots 10^9 \text{ см}^{-2}$.

Застосування порошків нітриду титану TiN призводить до підвищення частки внутрішньозеренного та полігонального фериту (до 50 %), що несприятливо позначається на величині ударної в'язкості металу швів вже при відносно високій температурі випробувань KCV_{-20} 40 Дж/см².

Використання порошків оксидів TiO₂, ZrO₂, MgO сприяє формуванню дисперсної структури голчастого фериту (від 30 до 90 %), який дозволяє отримати в металі зварних швів сприятливе поєднання високої міцності і ударної в'язкості, особливо при вкрай низьких температурах випробувань (–40...–60 °C).

Список літератури/References

1. Григоренко Г.М., Костин В.А., Головко В.В., Жуков В.В. (2016) Влияние наночастиц модификаторов на кинетику превращения в металле сварных швов высокопрочных низколегированных сталей. *Доповіді Національної академії наук України*, 7, 70–77.
2. (2018) *Наука про матеріали, досягнення, перспективи*. Лобанов Л.М. (ред.). Київ, Академперіодика, Т.2. (2018) *Science about materials, achievements, prospects*. Ed. by L.M. Lobanov. Kyiv, Akademperiodyka, Vol. 2 [in Ukrainian].
3. Poznyakov, V.D. (2017) Welding technologies for production and repair of metal structures from high-strength steels. *Bulletin of the National Academy of Sciences of Ukraine*, 1, 65–73.
4. Rashid, M.S. (1980) High-strength, low-alloy steels. *Science*, 208, 862–869.
5. Rees, G.I., Bhadeshia, H.K.D.H. (1994) Thermodynamics of Acicular Ferrite Formation. *Materials Science and Technology*, 10, 5, 353–358.
6. Yang, J.R., Bhadeshia, H.K.D.H. (1986) Thermodynamics of the acicular ferrite transformation in weld metals. *Advances in welding science and technology. Proceedings of an International Conference on Trends in Welding Research, Gatlinburg, Tennessee, USA, May 18–22, 1986*. ASM International, Materials Park, Ohio.
7. Костин В.А., Григоренко Г.М., Жуков В.В., Филиппук Т.Н. (2011) Физическое моделирование структурных превращений в металле зоны термического влияния трубных сталей с ферритобейнитной структурой. *Зб. наук. праць Національного університету кораблебудування*, 3, 36–44.
8. Неймарк В.Е. (1977) *Модифицированный стальной слиток*. Москва, Металлургия.
9. Головко В.В., Єрмоленко Д.Ю., Степанюк С.М. та ін. (2020) Вплив введення тугоплавких часток до зварювальної ванни на структуру та властивості металу швів. *Автоматическая сварка*, 8, 9–15. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.08.01>
10. Bhadeshia, H.K.D.H. (2001) *Bainite in Steels – Transformation, Microstructure and Properties (Second Edition)*. London, Institute of Materials Communication Ltd.
11. Berdnikova, O., Hryhorenko, G., Holovko V. (2019) *Features of Bainite Structure in the Low-Alloy Steel Weld Metal with Dispersed Inoculants Modification*, 2019. Sumu, SumDU, pp. 291–294.

EFFECT OF MODIFICATION OF WELD METAL OF HIGH-STRENGTH LOW-ALLOY STEELS ON THEIR STRUCTURE AND PROPERTIES

V.A. Kostin, V.V. Zhukov, O.M. Berdnikova, V.V. Golovko, O.S. Kushnaryova

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The work studies the influence of modification of different compounds by dispersed particles on the structure, non-metallic inclusions, their size and distribution, change of phase transformation temperatures and mechanical properties of weld metal joints of high-strength low-alloy steels. It is shown that the use of the temperature of the maximum intensity of phase transformation allowed separating the influence of oxide, carbide and titanium-containing compounds on the structure and mechanical properties of the weld metal of high-strength low-alloy steels. The use of powders of TiO₂, ZrO₂ and MgO oxides promotes the formation of a dispersed structure of acicular ferrite (from 30 to 90%), which allows obtaining a favorable combination of high strength and toughness, especially at extremely low test temperatures (–40...–60 °C) in the weld metal. 11 Ref., 5 Tabl., 9 Fig.

Keywords: high-strength low-alloy steels, austenite decay diagram, phase transformations, critical transformation temperatures, automatic welding, weld metal, modification, microstructure, mechanical properties

Надійшла до редакції 09.04.2021

ПРИЛАДИ ТА ТЕХНОЛОГІЇ НЕРУЙНІВНОГО КОНТРОЛЮ ЗВАРНИХ ШВІВ

АСОЦІАЦІЯ «ОКО»



WWW.NDT.COM.UA

ЗАСТОСУВАННЯ ФРАКТАЛЬНОГО ТА МЕТАЛОГРАФІЧНОГО АНАЛІЗІВ ДЛЯ ОЦІНКИ ЯКОСТІ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ ШВІВ

О.О. Штофель^{1,2}, В.В. Головка¹, Т.Г. Чижська²

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

²НТУУ «Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, просп. Перемоги, 37

При аналізі чинників, які визначають механічні властивості зварних швів, необхідно враховувати як розмір окремих складових структури, так і їх морфологію. Показано, що використання методу фрактального аналізу дає можливість числового визначення таких параметрів мікроструктури металу зварних швів, як розмір неметалевих включень, розгалуженість меж зерен, що було неможливим при аналізі металографічних зображень. Отримано результати, які свідчать про необхідність залучення до мультифрактального аналізу показників, що описують морфологічні особливості мікроструктурних складових, розподіл неметалевих включень за розміром, рівень легування твердого розчину. Визначено напрямки досліджень для розвитку мультифрактального аналізу зварних з'єднань. Бібліогр. 10, табл. 2, рис. 6

Ключові слова: метал зварних з'єднань, фрактальний та металографічний аналізи, параметри структури, механічні характеристики

Загальною задачею металографічного аналізу є дослідження структури та дефектів, зокрема, таких як включення, основного металу та наплавленого металу зварного з'єднання. Металографічний аналіз включає дослідження макро- та мікроструктури металів. Останнім часом цей перелік було доповнено методом фрактального аналізу [1]. У роботах [2–5] авторами описана причина використання та застосування методу фрактального аналізу, базуючись на відомих в різних наукових сферах поняттях фракталів. Основною метою використання фракталу у сфері металознавства є встановлення зв'язку в системі «структура–склад–фрактальна/мультифрактальна розмірність–властивості». Із використанням описаних вище підходів у роботі [6] було описано один із етапів пошуку зв'язків між результатами фрактального аналізу з даними еталонної шкали структурних складових в металі зварних швів низьколегованої сталі. Було показано існування зв'язків «фрактальна розмірність–розмір зерна», «фрактальна розмірність–структурні параметри».

У даній роботі описано застосування методу фрактального аналізу до аналізу структури зразків металу зварних швів. За допомогою металографічного дослідження можна встановити параметри, які впливають на якість металу, в тому числі виявити певні дефекти металу, наявність оксидів по межах зерен, «забрудненість» неметалевими включеннями, величину зерен металу, хімічний склад металу швів, присутність мікроскопічних тріщин, пор та інші дефекти структури. Для того, щоб встановити зв'язок між структурним складом ме-

талу та його механічними властивостями, необхідно провести кількісний опис структурного комплексу, тобто, виконати його параметризацію. На сьогодні опис структур в металознавстві базується на їх приближеному уявленні в вигляді геометричних об'єктів певних розмірів. При цьому використовують параметри, що характеризують окремі елементи структури, а не структуру в цілому. Тобто оцінюють розмір зерен структури, блоків, неметалевих включень, але не дають відповіді як сума цих показників впливає на властивості металу.

Металографічний аналіз є одним із методів контролю зварних з'єднань, його зазвичай проводять при кінцевому контролі вже готових зварних з'єднань. Готове з'єднання має повністю задовольняти експлуатаційні вимоги. Сумарна затрата трудомісткості усіх контрольних операцій в середньому займає 30 % від загальної трудомісткості виготовлення зварної металевої конструкції. Дослідникам добре відомо, що неможливо описати вплив структури на механічні властивості сталі тільки на базі визначення геометричних показників структурних зерен. Обов'язково потрібно враховувати як параметри границь зерен, так і неметалевих включень. Поєднати в одному аналізі показники зеренної структури, зеренних границь та неметалевих включень можливо тільки з використанням методів фрактальної параметризації та мультифрактального аналізу металу. Зокрема, роботи з використання фрактального аналізу результатів параметрів неметалевих включень, які містилися в зварних швах, на механічні властивості металу [7], дозволили провести співставлення

значень фрактальної розмірності із показниками руйнування структури металу швів [8].

Схема будови структури металу зварних швів (рис. 1) складається з чотирьох основних зон. Перша зона – основний метал (4), структура якого була сформована в процесі виготовлення листового прокату і не зазнала термічного впливу.

На границі контакту розплавленого металу (2) зварювальної ванни з основним металом вздовж лінії сплавлення у тонкому шарі металу виникає різкий градієнт температур і явище переохолодження, що призводить до виникнення великої кількості центрів кристалізації, внаслідок цього шар має дрібнозеренну будову. Зона основного металу (3), яка зазнала термічного впливу від зварювальної ванни та зварювальної дуги, це зона стовпчастих кристалів. В самому металі шва (1) умови тепловідведення і ступінь переохолодження сталі з часом змінюються. В результаті структура металу шва містить як стовпчасти кристали, так і рівновісні кристали. Метал зварного з'єднання відноситься до матеріалів, які піддаються енергетичному впливу під час виготовлення чи обробки. Наявність зв'язків між елементами у відкритій системі зумовлює формування колективної відповіді на зовнішній вплив зварювальної дуги. В результаті такої реакції в металі формується структура, яка відповідає певній просторовій, часовій або просторово-часовій самоорганізації, що викликає, в свою чергу, зміни властивостей металу в цілому (рис. 2).

Для опису структури металу зварних швів традиційно використовують методи оптичної та електронної металографії. Такі підходи є недостатніми при описі систем зі складною і неоднорідною структурою, якими є структури металу зварних швів в зв'язку з тим, що вони не враховують одну

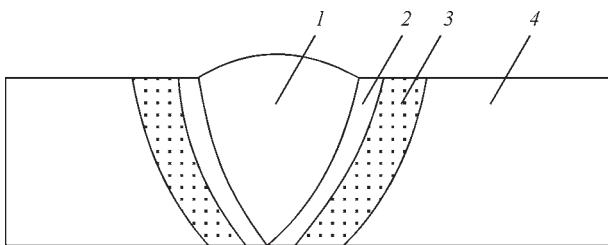


Рис. 1. Схема будови структури металу зварних швів: 1 – зварний шов; 2 – зона сплавлення; 3 – зона термічного впливу (ЗТВ) зварювання; 4 – основний метал

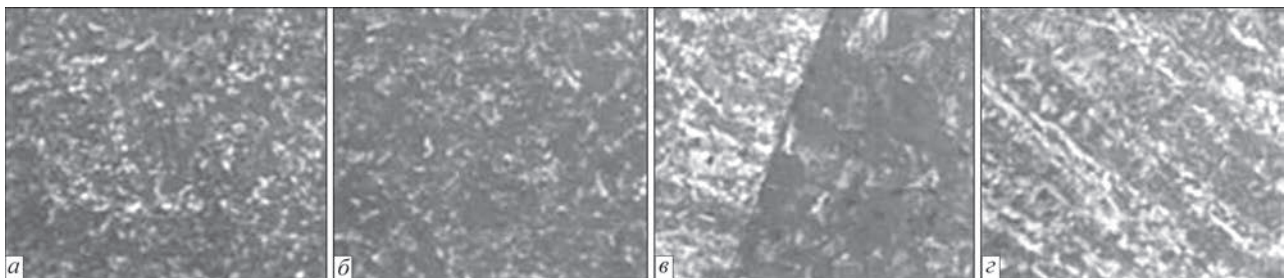


Рис. 2. Схема структури зварного з'єднання низьколегованої сталі: а – основного металу; б – зони перегріву; в – на лінії сплавлення; г – метал шва

з найважливіших якостей систем – цілісність. Одним з перспективних шляхів вирішення завдання кількісного опису структур матеріалів є їх параметризація, заснована на використанні теорії фракталів.

Дослідження параметрів структури металу зварного з'єднання методом фрактального аналізу дає можливість отримати певний набір даних стосовно фрактальної розмірності для зони 1, 2, 3 та 4. Ці значення складаються в одне загальне поняття мультифрактала, який, в свою чергу, є неоднорідним фракталом, а отже, кожна із складових мультифрактала має свою певну зваженість.

Для вивчення зв'язку між фрактальними параметрами структури і механічними властивостями металу швів були проведені дослідження на зразках металу швів низьколегованої високоміцної сталі. У процесі експерименту досліджували ударну в'язкість металу при різних температурах (від 20 до –40) на зразках зварних швів, які були отримані при зварюванні стикових з'єднань сталі 09Г2 дротом Св-08ГНМА в середовищі захисного газу М21. В ході експериментів визначали вплив модифікування зварювальної ванни на структури та властивості металу швів. Модифікування зварювальної ванни виконували за методикою, наведеною в роботі [9]. Результати спектрального аналізу металу зварних швів, наведені в табл. 1, свідчать, що за хімічним складом метал швів відповідає категорії міцності сталі К60. Із зварних швів вирізали зразки для металографічного дослідження із зон зварного з'єднання 1–4, які показано на рис. 1. При металографічних дослідженнях визначали параметри неметалевих включень та структурних складових. Результати металографічного аналізу зразків на мікроскопі НЕОРНОТ-32 при збільшеннях $\times 1000$ та $\times 320$ фіксували зі застосуванням цифрової фотокамери (рис. 3).

Для підтвердження стохастичності фрактальних функцій, які описують вплив розмірностей структурних складових при оцінюванні показників механічних властивостей зварних швів, використовували зображення структури при різних збільшеннях.

Фрактальний аналіз структурних складових виконували на основі методики, наведеної

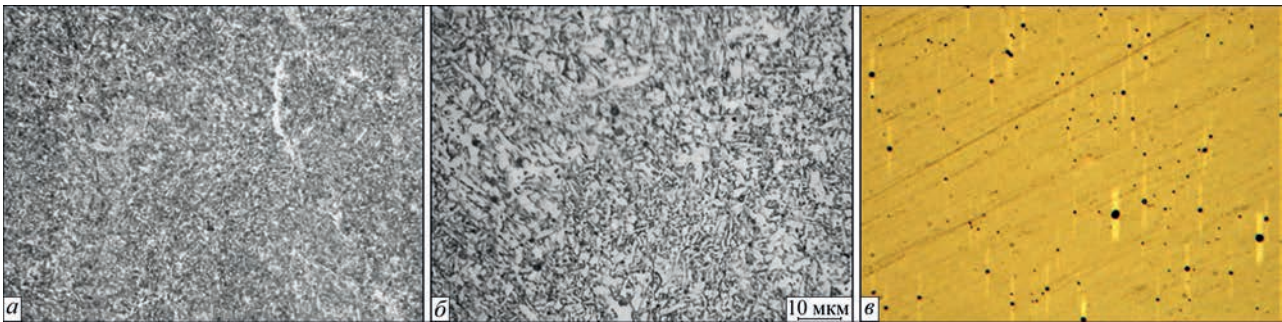


Рис. 3. Типові мікроструктури зварних швів: а – ×320; б – ×1000; в – неметалеві включення, ×1000

Таблиця 1. Хімічний склад металу досліджених швів (наплавлений метал), мас. %

Номер шва	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Al	Ti	Модифікатор
W1	0,054	0,263	1,28	0,025	0,011	0,13	2,22	0,26	0,035	0,009	TiC
W2	0,035	0,317	1,40	0,019	0,009	0,14	2,29	0,26	0,036	0,011	TiN
W3	0,066	0,270	0,92	0,016	0,024	0,14	1,72	0,23	0,021	0,005	SiC
W4	0,035	0,405	1,24	0,016	0,021	0,11	1,97	0,27	0,031	0,027	TiO ₂
W5	0,034	0,324	1,12	0,017	0,023	0,12	2,15	0,29	0,032	0,025	Al ₂ O ₃

в роботі [10]. В якості бази даних використовували результати числової обробки зображень, які були отримані при металографічному аналізі зразків на оптичному мікроскопі NEOPHOT-32. Визначали фрактальний показник неметалевих включень в металі швів на зображеннях зі збільшенням ×1000 ($D_{\text{вкл}}$), а також розгалуженість границь зерен при збільшенні ×320 (D_{320}) та ×1000 (D_{1000}). Крім того, в табл. 2 наведено результати визначення співвідношення $D_{1000}/D_{\text{вкл}}$ як приклад мультифрактального аналізу. Результати фрактального аналізу та ударної в'язкості металу зварних швів при випробуванні в діапазоні температур від 20 до –40 °С наведені в табл. 2.

З наведених в табл. 2 даних перш за все треба звернути увагу на близькість показників D_{320} і D_{1000} (різниці менше 10 %), що свідчить про стохастичність фрактальної залежності і можливість її використання для оцінювання структури металу зварних швів в цілому.

Для візуалізації можливості використання окремих показників фрактальної розмірності (у вигляді відносних одиниць) для оцінювання механічних властивостей металу за результатами випробувань на ударний вигин були побудовані графіки взаємозв'язку між ударною в'язкістю і фрактальною розмірністю включень (рис. 4) та залежність між ударною в'язкістю і фрактальною

Таблиця 2. Результати механічних випробувань металу швів досліджуваних зразків та результати, отримані методом фрактального аналізу

Номер шва	$D_{\text{вкл}}$	D_{320}	$\frac{D_{1000}}{D_{\text{вкл}}}$	D_{1000}	KCV, Дж/см ² при T, °C			
					20	0	–20	–40
W1	0,928	1,902	0,488	1,877	112	93	85	73
W2	0,91	1,938	0,469	1,939	55	47	40	33
W3	0,907	1,941	0,467	1,932	85	72	65	61
W4	0,920	1,907	0,483	1,815	85	72	60	50
W5	0,919	1,897	0,485	1,825	82	58	50	36

розмірністю меж зерен в мікроструктурі металу швів (рис. 5).

Обговорення отриманих результатів. Використання методу фрактального аналізу дає можливість числового визначення таких параметрів мікроструктури металу зварних швів як розмір неметалевих включень, розгалуженість меж зерен, що було неможливим при аналізі металографічних зображень (рис. 3).

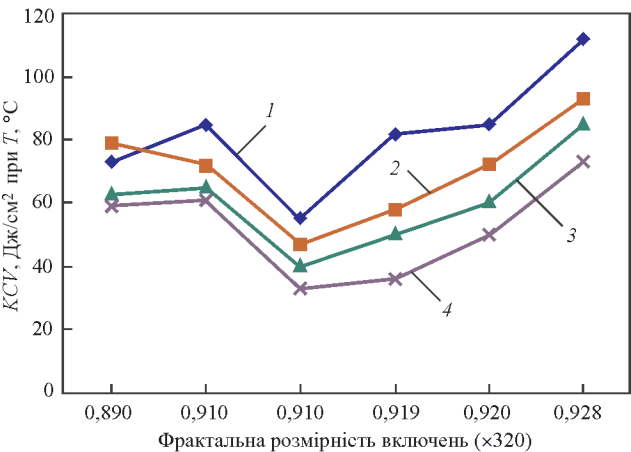


Рис. 4. Взаємозалежність між ударною в'язкістю та фрактальною розмірністю розмірів включень в металі швів при температурі: 1 – 20; 2 – 0; 3 – –20; 4 – –40 °С

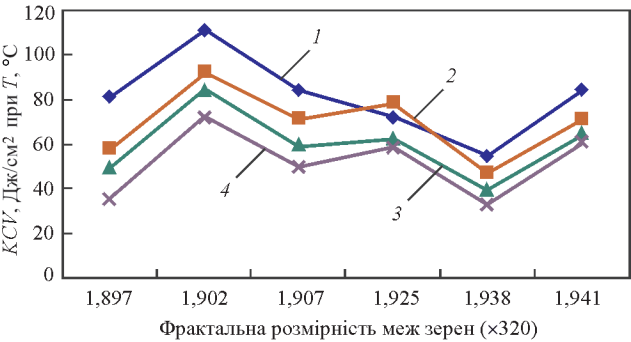


Рис. 5. Взаємозалежність між ударною в'язкістю та фрактальною розмірністю меж зерен в мікроструктурі металу швів при температурі: 1 – 20; 2 – 0; 3 – –20; 4 – –40 °С

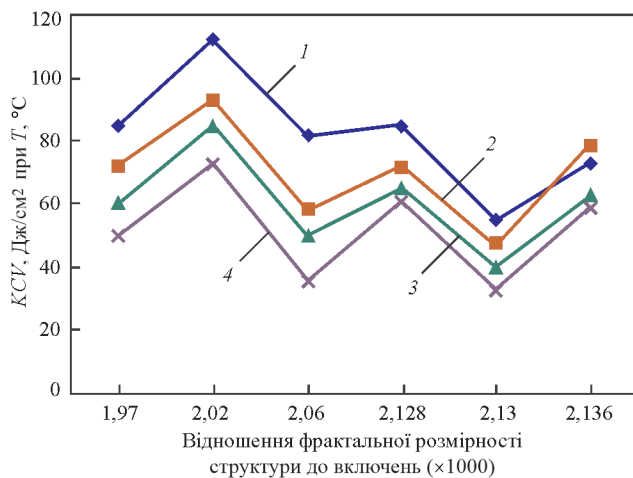


Рис. 6. Взаємозалежність між ударною в'язкістю та відношенням фрактальної розмірності меж зерен та розмірів включень в мікроструктурі металу швів при температурі: 1 – 20; 2 – 0; 3 – -20; 4 – -40 °C

Рівень ударної в'язкості є акумулюючим показником, на який впливають не тільки об'ємна частка неметалевих включень в металі, але також їх розподіл за розміром, рівень однорідності в структурі. При аналізі чинників, які визначають механічні властивості зварних швів, необхідно враховувати як розмір окремих складових структури, так і їх морфологію. Отримані результати показують, що зі збільшенням фрактального розміру неметалевих включень (тобто зі зменшенням розміру включень) підвищується рівень ударної в'язкості металу (рис. 4). Зниження розгалуженості міжзерених границь впливає на зниження цього показника, незважаючи на присутність в структурі досить дрібних включень (рис. 5).

Наведені на рис. 4–6 залежності, а також результати початкового мультифрактального обчислення (рис. 6) дають дуже загальне уявлення щодо впливу як неметалевих включень, так і меж зерен на механічні властивості металу зварних швів. Ці результати свідчать про необхідність залучення до мультифрактального аналізу показників, які описують морфологічні особливості мікроструктурних складових, розподіл неметалевих включень за розміром, рівень легування твердого розчину.

Означені напрямки є основними завданнями для розвитку комп'ютеризації металографічних досліджень на базі мультифрактального аналізу.

Висновок

Показано стохастичний характер фрактального аналізу мікроструктури металу зварних швів. Наведено приклади визначення показників фрактальності розмірів неметалевих включень та меж зерен в структурі металу зварних швів. Встановлено необхідність застосування мультифрактального аналізу для опису впливу параметрів структури на механічні властивості зварних швів. Визначено напрямки досліджень для розвитку мультифрактального аналізу зварних з'єднань.

Список літератури

1. Shtofel, O., Golovko, V., Chyzhska, T. (2021) *Фрактальний та металографічний аналізи як інноватика у забезпеченні якості металевої продукції. Innovative «Approaches to Ensuring the Quality of Education, Scientific Research and Technological Processes»*. Wydawnictwo Wyższej Szkoły Technicznej w Katowicach, pp. 1013–1018. (ISBN 978-83-957298-6-7)
2. Кіріченко Л.О., Радівілова Т.А. (2019) *Фрактальний аналіз самоподібних і мультифрактальних часових рядів*. Харків, ХНУРЕ.
3. Хакен Г. (1980) *Синергетика*. Москва, Мир.
4. Николис Г., Пригожин И. (1979) *Самоорганизация в неравновесных системах. От диссипативных структур к упорядоченности через флуктуации*. Москва, Мир.
5. Мандельброт Б. (2009) *Фракталы и хаос. Множество Мандельброта и другие чудеса*. Бенуа Мандельброт. Ижевск, НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика».
6. Штофель О.О. (2019) Застосування методу фрактального аналізу до вивчення структури металу. *Metalozn. obrobka met.*, 91, 3, 40–46.
7. Shtofel, O.O., Chizhskaya, T.G., Kulieznova, S.S. (2020) Metallographic studies of vessel steel samples: ДС, 35Г/40Г and steel 20 by fractal analysis. *Journal of Multidisciplinary Engineering Science Studies (JMESS)*, 6, 2. ISSN: 2458-925X
8. Штофель О.О., Рабкина М.Д. (2019) Застосування методу фрактального аналізу до вивчення зміни властивостей металу. *Вісник КПІ. Серія Приладобудування*, 58(2). ISSN (Online) 2663-3450, ISSN (Print) 0321-2211
9. Головки В.В., Кузнецов В.Д., Фомічов С.К., Лобода П.І. (2016) *Нанотехнології у зварюванні низьколегованих високоміцних сталей*. Київ, Політехніка.
10. Пояркова Е.В. (2019) *Фрактальный анализ в диагностике структур материалов: методические указания*. Оренбург, Оренбургский гос. ун-т.

References

1. Shtofel, O., Golovko, V., Chyzhska, T. (2021) *Fractal and metallographic analyses as an innovation in ensuring the quality of metal products. Innovative «Approaches to Ensuring the Quality of Education, Scientific Research and Technological Processes»*. Wydawnictwo Wyższej Szkoły Technicznej w Katowicach, 1013–1018. (ISBN 978-83-957298-6-7).
2. Kirichenko, L.O., Radivilova, T.A. (2019) *Fractal analysis of self-similar and multifractal hour series*. Kharkiv, KhNURE [in Ukrainian].
3. Haken, G. (1980) *Synergetics*. Moscow, Mir [in Russian].
4. Nikolis, G., Prigogin, I. (1979) *Self-organization in nonequilibrium systems. From dissipative structures to order through fluctuation*. Moscow, Mir [in Russian].
5. Mandelbrot, B. (2009) *Fractals and chaos. Mandelbrot set and other wonders*. Benoit Mandelbrot. Izhensk, RDC “Regular and chaotic dynamics [in Russian].
6. Shtofel, O.O. (2019) Application of fractal analysis method to study the metal structure. *Metalozn. Obrobka Met.*, 91(3), 40–46 [in Ukrainian].
7. Shtofel, O.O., Chizhskaya, T.G., Kulieznova, S.S. (2020) Metallographic studies of vessel steel samples: DS, 35G/40G and steel 20 by fractal analysis. *J. of Multidisciplinary Engineering Sci. Studies (JMESS)*, 6, 2. ISSN: 2458-925X
8. Shtofel, O.O., Rabkina, L.M. (2019) Application of fractal analysis method to study the change of metal properties. *Visnyk KPI, Seriya Pryladobuduvannya*, 58(2) [in Ukrainian]. ISSN (Online) 2663-3450, ISSN (Print) 0321-2211
9. Holovko, V.V., Kuznetsov, V.D., Fomichov, S.K., Loboda, P.I. (2016) *Nanotechnologies in welding of low-alloy high-strength steels*. Kyiv, Politehnika [in Ukrainian].
10. Poyarkova, E.V. (2019) *Fractal analysis in diagnostics of the structures of materials: Procedural recommendations*. Orenburg, Orenb. State University [in Russian].

APPLICATION OF FRACTAL AND METALLOGRAPHIC ANALYSES FOR EVALUATION OF QUALITY OF WELDS METAL

O.O. Shtofel^{1,2}, V.V. Holovko¹, T.G. Chyzhska²¹E.O. Paton Electric Welding Institute. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150 Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua²NTUU «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute». 37 Peremohi Prosp., 03056, Kyiv, Ukraine.

When analyzing the factors that determine the mechanical properties of welds, it is necessary to take into account both the size of individual components of the structure and their morphology. It is shown that the use of the method of fractal analysis makes it possible to numerically determine such parameters of weld metal microstructure, as the size of non-metallic inclusions, and branching of grain boundaries, which was impossible at analysis of metallographic images. The results are obtained, which indicate the need to include in the multifractal analysis the characteristics that describe the morphological features of microstructural components, the distribution of non-metallic inclusions by size, and the level of doping of the solid solution. Research directions for the development of multifractal analysis of welded joints have been identified. 10 Ref., 2 Tabl., 6 Fig.

Keywords: metal of welded joints, fractal and metallographic analyses, structural parameters, mechanical characteristics

Надійшла до редакції 30.03.2021



МІЖНАРОДНА ВИСТАВКА-ЯРМАРКА SCHWEISSEN & SCHNEIDEN ВІДБУДЕТЬСЯ 11–15 ВЕРЕСНЯ 2023

SCHWEISSEN & SCHNEIDEN не відбудеться у 2021 р. Нова дата проведення провідної міжнародної виставки для з'єднання, різання та нанесення покриттів перенесена на 11-15 вересня 2023 р. Компанії та особи, які приймають рішення з усього світу, зустрінуться у Messe Essen, щоб обмінятися інформацією про останні інновації, послуги та результати досліджень у цій важливій галузі економіки. Спочатку запланована дата на вересень цього року ярмарка була неможливою з огляду на поточні рамкові умови. Це тому, що учасникам та організаторам провідної виставки у світі, яка нещодавно залучила близько 50000 відвідувачів, потрібні надійність планування та час на виконання.

«SCHWEISSEN & SCHNEIDEN збирає відвідувачів з більш ніж 120 країн», – говорить Олівер Курт, керуючий директор Messe Essen. «З огляду на поточні обмеження на поїздки, ми не зможемо задовольнити вимоги провідної світової виставки-ярмарки в цьому році. До цього додається проблема часу – кілька місяців для наших експонентів, які представляють складне високотехнологічне обладнання на детально розроблених стендах торгової ярмарки.

Цю оцінку також поділяє Конрад Мор, директор підрозділу ринку, кластер Центральної Європи в Air Liquide: «Зазвичай ми починаємо планувати та координувати свою участь у виставці більш ніж за рік наперед ікладаємо багато зусиль у презентацію своєї продукції та послуги для широкої аудиторії. Ці зусилля винагороджуються зустрічами під час проведення SCHWEISSEN & SCHNEIDEN з національними та міжнародними керівними органами, яких ми зустрічаємо там лише в такій кількості та якості. Проведення ярмарку цього року неминуче було б пов'язано із значними обмеженнями, які ми також накладаємо на себе як на групу, щоб зупинити пандемію. Нова дата забезпечує нас і галузь безпекою та підтримує якісні обіцянки SCHWEISSEN & SCHNEIDEN. Я впевнений, що і те, і інше позитивно позначиться на виставці та галузевих зустрічах».

Промисловість чекає SCHWEISSEN & SCHNEIDEN. Про важливість провідної виставки у світі свідчить той факт, що багато компаній розробляють свої іннова-

ції після циклу SCHWEISSEN & SCHNEIDEN. Тому нова дата події 2023 р. є важливим сигналом для галузі. Доктор-інж. Роланд Бокінг, керуючий директор Німецького зварювального товариства, каже: «Компанії, постачальники послуг та дослідницькі установи потребують SCHWEISSEN & SCHNEIDEN для презентації своєї продукції та послуг особам, що приймають рішення в галузі. Це тим більше вірно після викликів, пов'язаних з пандемією. Ми з нетерпінням чекаємо нової дати і тим часом пропонуємо більше можливостей для спілкування».

Саміт SCHWEISSEN & SCHNEIDEN. Хоча провідна виставка-ярмарок не може відбутися у своєму звичному міжнародному вигляді цього вересня, принаймні національна галузь може сподіватися на захоплюючу програму. Саміт SCHWEISSEN & SCHNEIDEN запланований як захід присутності в Messe Essen, запропонує три професійні зустрічі в період з 14 по 17 вересня 2021 р. Це DVS CONGRESS та Grosse Schweißtechnische Tagung, а також DVS CAMPUS. Одночасно чотири комітети DVS зберуться на свої засідання в Messe Essen. Програму конференції завершить супровідна виставка.

Підготовка до 2023 р. в самому розпалі. Тим часом попередні плани щодо SCHWEISSEN & SCHNEIDEN продовжуються безперервно. Зовсім недавно провідна виставка у світі вразила галузь: у 2017 р. 1030 експонентів з 41 країни представили свої новітні технології з'єднання, різання та нанесення покриттів. 94 відсотки із загальної кількості 50000 відвідувачів із 120 країн вже заявили, що також відвідають майбутню виставку.

«Немає сумнівів, що ми воліли б встановлювати ділові контакти та будувати відносини в SCHWEISSEN & SCHNEIDEN цього року, а не в 2023 р. Однак ця нова дата надає галузі розумну перспективу і дозволяє нам розпочати планування ярмарку», – каже Йохан Франссон, керуючий директор у Європі, ESAB Europe GmbH, підсумовуючи очікування наступної ярмарки SCHWEISSEN & SCHNEIDEN.

www.schweissen-schneiden.

Сокращенный текст
Вопросов на
предмет Совета Министров
СССР у Г. Келенкина
7 июля 1975 г.

Записка Б.Е. Патона к тексту
выступления

Редколегія визнала за важливе в випусках журналу 2021 р. ознайомити читачів з низкою пропозицій акад. Б.Є. Патона, що були спрямовані на інтенсифікацію розвитку економіки країни. В них ми бачимо глибоке розуміння найважливіших проблем, досвід та талант видатного вченого, інженера та мудрої людини, все життя якої – самовіддане служіння науці.

ПРЕДЛОЖЕНИЯ ПО РАЗВИТИЮ ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ В 10-й ПЯТИЛЕТКЕ (1976–1980 г.г.)*

Десятая пятилетка должна стать важным этапом на пути перехода от экстенсивного к интенсивному развитию черной металлургии на основе использования достижений науки и техники.

Главной задачей отрасли в предстоящий период является повышение качества металла, расширение сортамента, улучшение весовых и прочностных характеристик стали.

Капитальные вложения должны быть направлены, в первую очередь, на коренное повышение качества шихтовых материалов, развитие мощностей по четвертому переделу.

К числу важных мероприятий, направленных на решение указанных задач, можно отнести следующие:

- широкое применение внедоменной десульфурации чугуна с использованием гранулированного магнезия. Это позволит перейти к выплавке в кислородных конвертерах широкого сортамента легированных сталей, в том числе сталей повышенной прочности;
- переход к выплавке стали в конвертерах с донной продувкой;
- лучшее использование мощностей широкополосных толстолистовых станов;
- создание мощностей по безокислительному нагреву в прокатном производстве;
- широкое внедрение переплавных рафинирующих процессов вакуумирования жидкой стали;
- замена стального литья листовым прокатом, т.е. замена отливок листосварными конструкциями;
- переход к производству высокопрочной арматурной стали, сварных широкополочных двутавров, железобетонных водоводных труб со стальным сердечником;
- расширение производства железного порошка;
- создание новых мощностей по непрерывной разливке стали.

Все эти мероприятия, направленные на интенсификацию черной металлургии, должны сопровождаться конкретными усилиями по борьбе с экстенсивным развитием потребления металла.

Если не произойдут коренные изменения в структуре потребления металла в народном хозяй-

стве, то черной металлургии будет очень трудно угнаться за потребителями, чьи нужды растут чрезвычайно быстро.

Капиталовложения в черную металлургию должны, поэтому, расти с учетом соответствующего сокращения капиталовложений в металлопотребляющие отрасли на базе улучшения весовых и качественных характеристик металлопродукции.

Нужно в кратчайшие сроки освоить производство легированных и сложнолегированных сталей повышенной прочности и пересмотреть многие проекты металлоконструкций. Возьмем пример из американской практики.

Американцы начали строить трансальпийский газопровод длиной почти 4500 км из труб диаметром 1220 мм из сложнолегированной стали при рабочем давлении 117 атм. Эта сталь очень хорошо сваривается, она содержит не более 0,06 % углерода, легирована молибденом 0,25 %, ванадием, ниобием, медью, марганцем. Сталь прокатывается при контролируемой температуре и нормализуется. У нас, к сожалению, нет такой стали и мы вынуждены изготавливать из менее прочной стали более толстостенные трубы, способные работать лишь при почти вдвое более низком давлении. По этой причине мы вынуждены закладывать в землю почти в два раза больше стали.

Таких примеров, к сожалению, много.

Производство легированных сталей в нашей стране уже много лет сдерживается отставанием ферросплавной промышленности. Из всей богатейшей гаммы легирующих в сталеплавильном производстве удастся использовать, как правило, лишь кремний и, в известных пределах, марганец, ванадий, молибден, вольфрам и ниобий, без которых нет современных хорошо свариваемых высокопрочных сталей, недоступных практически для всех, кроме оборонных, отраслей промышленности.

Поэтому мы всецело поддерживаем линию на ускоренное развитие в десятой пятилетке ферросплавного производства.

Помимо классических технологий ферросплавного производства, которые нужно развивать в первую очередь, мы рекомендуем также

*Друкується мовою оригіналу

обратить серьезное внимание на широкое применение плазменно-дуговой технологии выплавки азотистых ферросплавов. Например, расчеты показали, что одна тонна азотсодержащей марганце-ванадиевой лигатуры стоит примерно в 23 раза дешевле, чем получаемая по нынешней технологии. Видимо следует подумать о привлечении средств потребителей, таких, например, как строители нефте- и газопроводов, к созданию мощностей в ферросплавной промышленности.

Это безусловно окупится!

Но что же делать пока?

Решение нужно искать на путях коренного пересмотра конструкций наиболее металлоемкой продукции. В качестве примера можно назвать многослойные трубы, изготавливаемые из освоенной стали. Такие трубы могут работать практически при любом давлении. Это дает экономию металла до 15 %.

Другой пример – арматурные каркасы для железобетонных конструкций.

НИИЖелезобетон Госстроя совместно с ИЭС показали, что выпуск более прогрессивных плоских и пространственных сварных конструкций позволит сэкономить за пятилетку не менее 3-х млн т стали. Здесь все проверено и такие конструкции по менее совершенной технологии, чем предлагаем мы, производятся в ФРГ и Австрии.

Третий пример – водоводные трубы. Если перейти на водоводные железобетонные трубы (тонкий стальной сердечник 2,0–2,7 мм в двойной бетонной оболочке), то можно сэкономить за пятилетку около 3,5 млн т стали.

Сейчас стальная труба с толщиной стенки 9–10 мм работает 10 лет по условиям коррозии, а железобетонная в США – 50 лет!

Основной потребитель металлопродукции – это машиностроение. Здесь могут быть внесены следующие предложения.

Известно, что применение рафинированных сталей и сплавов, прежде всего прошедших ЭШП, позволяет в 2–4 раза повысить ресурс металлоизделий, практически ликвидировать брак. Это эквивалентно соответствующему увеличению выпуска машиностроительной продукции. Так, например, известно, что буровые долота из стали ЭШП позволяют вести проходку на 20–25 % быстрее. На каждом долоте ЭШП, как показали нефтяники, экономится не менее 100 руб. Если довести к 1980 г. мощности по производству долотных сталей до 250 тыс. т/год, то это позволит изготовить до 1,5 млн шт. буровых долот взамен 2,0 млн шт. из стали обычной выплавки.

Нам представляется, что нужно было бы привлечь часть капиталовложений нефтяников и газов-

щиков для создания соответствующих мощностей по ЭШП этих сталей в МЧМ.

По данным ЦНИИ МПС использование роликоподшипников из стали ЭШП в 2–3 раза повышает межремонтный пробег подвижного состава железных дорог. Если бы мы смогли в X пятилетке довести до 100 тыс. т в год производство стали ЭШП для этой цели (для этого потребуется около 50 млрд руб.), то был бы получен большой эффект и в МПС, и в Минавтопроме за счет сокращения выпуска подшипников.

То же касается и особо тяжелонагруженных рельсов на кривых, стойкость повышается в 5–7 раз. Видимо и здесь целесообразно привлечь капиталовложения МПС для создания соответствующих мощностей по ЭШП в черной металлургии.

Здесь уместно напомнить, что Постановление СМ СССР от 27.XI.70 г. о дальнейшем развитии производства металла ЭШП предусматривало создание новых мощностей отнюдь не только в черной металлургии, но и у потребителей металла, т.е. на заводах машиностроительных и оборонных отраслей. К сожалению, постановление не выполняется, и если МЧМ ввел некоторые новые мощности на своих заводах («Красный Октябрь», «Днепрспецсталь»), то другие Министерства, особенно Минтяжмаш, постановления Совмина не выполнили.

Коренные изменения в структуру потребления металла в машиностроении может внести недавно разработанная технология электрошлакового литья (ЭШЛ). Она позволяет заменить дефицитные поковки и штамповки и отказаться от одалживания очень дефицитного кузнечно-прессового весового оборудования.

Предлагается к концу пятилетки создать на заводах Минтяжмаша, Минхимнефтемаша, Минстанкопрома, Минэнергомаша, Минстройдормаша мощности по производству электрошлаковых отливок различного назначения общим весом до 0,5 млн т.

Это позволит, во-первых, примерно на 0,5 млн т сократить производство стального проката в черной металлургии и, во-вторых, высвободить мощности в кузнечно-прессовом производстве.

Так, по инициативе т. Костоусова на Коломенском заводе тяжелых станков строительство электрошлаковой установки для отливки деталей прессов и станков весом до 80–100 т позволит отказаться от поставки 5–7 тыс. т поковок с Уралмаша и др. предприятий.

Недавно в ИЭС побывал зам. пред. Совмина СССР В.Н. Новиков и внес предложение о строительстве на машиностроительных заводах участков и цехов для ЭШЛ. Это предложение нужно возможно скорее реализовать.



Участники советско-японского семинара по ЭШЛ, Киев, 1975 г.

ЭШЛ также решает задачу утилизации вышедшего из строя металлорежущего инструмента с годовой экономией до 10 млн руб. только по быстрорежущей стали.

ЭШЛ находит все более широкое распространение за рубежом, особенно в Японии. В этом мы убедились во время работы в Киеве советско-японского семинара с фирмой Мицубиси 1 и 2 июля с.г. Японцы с помощью ЭШЛ изготавливают изделия в конструкциях самого ответственного назначения, в том числе для атомной энергетики.

Электрошлаковую технологию следует широко применять в производстве валков горячей и холодной прокатки, как это уже делается в Англии, ФРГ, США, Чехословакии.

Следует разрешить металлургическим заводам сдавать, а машиностроительным заводам принимать в переделку (переточку, термообработку) изношенные прокатные валки. Это позволит экономить ежегодно до 100 тыс. т легированных валковых сталей.

Нужно ориентироваться на быстрейшее наращивание мощностей по вакуумированию жидкой стали. Практически вся легированная сталь пропускается через этот передел в Японии, ФРГ, США.

В связи с развитием 4-го передела следует обратить особое внимание на создание в черной металлургии мощностей по безокислительному нагреву листовых и сортовых слитков, слябов и прокатных заготовок. Это позволит примерно в 8–10 раз снизить потери металла в виде окалины. Это может дать экономию не менее 1 млн т стали, а также сократить создание новых мощностей по отделке проката, особенно толстого горячекатаного листа. Здесь полезно опереться на опыт японской металлургии.

Нужно добиться того, чтобы предусмотренные 3,2 млрд руб. капиталовложений на 4-й передел в X пятилетке были сохранены, а не срезаны в первую очередь, как это неоднократно было до сих пор.

Важной статьей экономии легированных сталей является создание новых мощностей по вторичному использованию черных металлов. По оценочным данным на заводах крупного машиностроения за последние 10–15 лет вводилось не менее 3–4 млн т легированного металлолома, не используемого в качестве скрапа в маломощных сталеплавильных агрегатах этих заводов. Этот металл необходимо ввести в оборот.

Таким образом основные предложения сводятся к следующему.

1. Лучшее использование имеющихся мощностей в черной металлургии и внедрение новых процессов.
2. Ускоренное развитие ферросплавного производства, что позволит освоить выпуск легированных сталей, прежде всего повышенной прочности.
3. Ускоренное развитие четвертого передела.
4. Коренное изменение структуры потребления черных металлов в нашем народном хозяйстве на базе резкого улучшения весовых и качественных характеристик металлопродукции, создания новых рациональных конструкций.
5. Создание мощностей по рафинирующим переплавам в МЧМ и отраслях потребителей.
6. Создание мощностей по ЭШЛ в основных отраслях машиностроения.
7. Передача МЧМ части капиталовложений из отраслей – потребителей металла.

Выполнение предлагаемых мероприятий позволит в 1980 г. сократить потребление проката примерно на 4 млн т и сэкономить 1,5 млрд руб.

г. Киев, 11 июля 1975 г.

Б.Е. Патон

ДИСЕРТАЦІЇ НА ЗДОБУТТЯ НАУКОВОГО СТУПЕНЯ



Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського

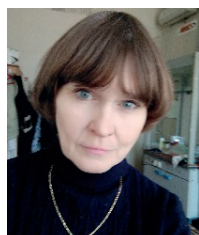
С. О. Осадчук (Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України) захистила 3 лютого 2021 р. кандидатську дисертацію на тему: «Електрохімічний давач поляризаційного опору для оцінювання корозивності атмосферного середовища».

Дисертація присвячена розробленню електрохімічного коповерхневого чотирипарного давача поляризаційного опору для оцінювання зміни корозивності атмосферного повітряного середовища відносно металоконструкцій в замкнутих об'ємах та наявності градієнта температур між металоконструкцією та оточуючим повітрям. Це дозволило адаптувати метод поляризаційного опору при зміні відносної вологості повітря від 100 до 75 % (наближеної до критичної) та темпе-

ратур від 24 до 70 °С в умовах утворення тонких плівок вологи товщиною від 0,6 до 45 мкм. Швидкість корозії, визначена методом поляризаційного опору, в цих умовах змінюється від 0,44 до $2,08 \cdot 10^{-5}$ мм/рік. Нижня границя вимірювань давачем швидкості корозії 10–5 мм/рік.

Запропоновано методичний підхід до розроблення давачів. Теоретично обґрунтовано конструкцію електрохімічної комірки та вибір оптимальних критичних параметрів електродів та кількості електродних пар давача; можливість застосування константи методу поляризаційного опору, визначеній для об'єму електроліту для умов тонкоплівкової корозії; окреслено похибки вимірювання багатоелектродних давачів.

Розроблено та впроваджено методику моніторингу захисту металоконструкцій від атмосферної корозії на об'єктах тривалої експлуатації, яка ґрунтується на визначенні миттєвої швидкості корозії за допомогою давача нової конструкції.



Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України

Л. І. Ниркова (Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України) захистила 14 квітня 2021 р. докторську дисертацію на тему: «Теоретико-експериментальні засади оцінювання та запобігання корозійному розтріскуванню сталей магістральних газопроводів в умовах їх катодного захисту».

У дисертаційній роботі вирішено науково-прикладну проблему – встановлено закономірності корозійного розтріскування сталей магістральних газопроводів при їх катодному захисті, розв'язання якої розширює розуміння механізму корозійного розтріскування магістральних газопроводів, що дає можливість науково-обґрунтованого підходу до вибору способів його попередження.

Запропоновано та науково обґрунтовано методологію оцінювання схильності сталі Х70 до корозійного розтріскування при катодному захисті: введено коефіцієнт схильності до корозійного розтріскування K_s , в якому ураховано зміну відносного звужування зразка у повітрі порівняно з розчином, та критерій схильності до корозійного розтріскування $K_s \geq 1,6$, підтверджений результатами лабораторних та натурних випробувань. Виявлено комплекс чинників, що спричиняють деградацію захисних полімерних покриттів (зокрема, стрічкового) – наявність дефекту в покритті, контакт з корозивним середовищем та катодна по-

ляризація. Методом інфрачервоної спектроскопії підтверджено деградацію ґрунтувального шару стрічкового покриття і доведено, що присутність продуктів деструкції покриття у розчині підвищує схильність трубної сталі до корозійного розтріскування.

Для сталей різної міцності запропоновано новий спосіб оцінювання їх схильності до корозійного розтріскування, заснований на аналізі довжини спадних ділянок кривих руйнування, та введено відповідний коефіцієнт K_t . За температури 50 °С встановлено вплив властивостей сталевих основи на катодне відшарування покриттів: на сталі Х80 процес відшарування перебігає інтенсивніше, ніж на Х70, що обумовлено зниженням потенціалу виділення водню на сталі Х80 та будовою приповерхневого шару.

Експериментально доведено, що існує три області потенціалів, в яких корозійне розтріскування сталі Х70 відбувається за різними механізмами: при потенціалах додатніших –0,75 В – за механізмом локального анодного розчинення, в області потенціалів від –0,75 В до –1,05 В діє змішаний механізм корозійного розтріскування (локальне анодне розчинення та водневе окрихчення перебігають одночасно), за потенціалів від'ємніших –1,05 В – за механізмом водневого окрихчення. Закономірності корозійного розтріскування підтверджені зміною корозійно-механічних властивостей сталі, оцінених коефіцієнтом K_s , та фрактографічними ознаками руйнування. Зниження

катодного потенціалу до мінімального захисного $-0,75$ В (х.с.е.) сприяє збереженню захисних властивостей полімерними покриттями: новим і штучно зістареним стрічковим – в $\sim 9,4$ і $\sim 26,9$ разів, відповідно; новим гібрид-епоксидним – в $\sim 3,3$ рази, штучно зістареним – в $\sim 1,7$ разів; новим та штучно зістареним поліуретановим – в ~ 20 разів.

Розроблено та впроваджено методику визначення потенційно корозійно-небезпечних ділянок магістральних газопроводів в умовах катод-

ного захисту на основі обчислення ймовірності корозійного розтріскування за даними проектної, виконавчої, експлуатаційної документації та результатам наземного технічного діагностування й лабораторних досліджень з подальшим ранжуванням ділянок за ступенем потенційної корозійної небезпеки. Результати роботи використані при розробленні СОУ 60.3-30019801-070, ДСТУ Н Б А.3.1-29, зміни № 1 до ДСТУ 4219.



О.П. Масючок (Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України) захистила 27 квітня 2021 р. кандидатську дисертацію на тему: «Закономірності адитивного формування 3D виробів із полілактиду та композитів на його основі».

Дисертаційна робота присвячена дослідженню впливу процесу адитивного формування 3D виробів із полілактиду по технології FDM 3D друку на структуру та властивості кінцевих виробів, вста-

новленню раціональних параметрів 3D друку на основі виявлених закономірностей та формуванню виробів із прогнозованими характеристиками. З використанням розроблених технологій адитивного формування та новітніх полімерних композитних матеріалів з сегрегованим розподілом мікророзмірного наповнювача (технічного вуглецю) та з статистичним розподілом нанорозмірного наповнювача (Ag) в полілактидній матриці створені філаменти зі спеціальними властивостями для FDM 3D друку та 3D вироби з них з функціональними характеристиками.



В.В. Жуков (Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України) захистив 26 квітня 2021 р. кандидатську дисертацію на тему «Особливості структури та механічні властивості зварних швів сталі 14ХГНДЦ, модифікованих дисперсними частинками

карбідів, оксидів та сполук на основі титану».

Дисертація присвячена встановленню закономірностей впливу модифікування дисперсними частинками оксидів, карбідів та сполук на основі титану (SiC , VC , NbC , TiC , ZrO_2 , Al_2O_3 , MgO , TiO_2 , FeTi , TiN) на особливості структуроутворення та механічні властивості металу зварних швів високоміцної низьколегованої сталі 14ХГНДЦ. Досліджено структуру, розподіл та склад неметалевих включень та фазових виділень металу модифікованих зварних швів високоміцної низьколегованої сталі 14ХГНДЦ. Створена методика оцінки кінетичних параметрів структурно-фазового перетворення. Визначені кінетичні параметри: величина максимальної інтенсивності та об'ємний ефект структурно-фазового перетворення, які характеризують ступень зміни об'єму металу при перебудові кристалічної решітки в ході структурно-фазового перетворення. Визначено температури максимальної інтенсивності перетворення для металу модифікованих швів. Проведено аналіз взаємозв'язку кінетичних параметрів структурно-фазового перетворення, хімічного складу, температур пере-

творення аустеніту, структурно-фазового складу та механічних характеристик металу модифікованих швів сталі 14ХГНДЦ.

Визначено механізм впливу різних типів модифікаторів (карбідні, оксидні та сполуки на основі титану) на кінетику структуроутворення металу зварних швів. Встановлено, що карбідні модифікатори впливають на кінетику перетворення та формування вторинної кристалічної структури через розчинення і зміну складу твердого розчину; оксидні модифікатори та модифікатори на основі сполук титану розчиняються та виділяються на поверхні неметалевих включень, а також у вигляді нових неметалевих включень, які впливають на структуроутворення і механічні властивості модифікованого металу, зварних з'єднань. Встановлено, що модифікатори на основі сполук титану призводять до формування неметалевих включень, що утворюються всередині зерна металу з щільністю дислокацій $10^{10} \dots 10^{11} \text{ см}^{-2}$ навколо включення, підвищують значення міцності металу і знижують тріщиностійкість; оксидні неметалеві включення утворюються поблизу границь зерен металу з щільністю дислокацій $10^8 \dots 10^9 \text{ см}^{-2}$ навколо включення і підвищують значення пластичності та ударної в'язкості металу.

Дослідно-промислово перевірку можливості застосування технології модифікування зварного шва високоміцних низьколегованих сталей проведено на ПрАТ НКМЗ (м. Краматорськ), для сталей марок А514 та 16ХГМФТР. При порівнянні механічних властивостей металу швів, отриманих поро-

шковими дротами зарубіжних (BOHLER NiCrMo 2,5-IG, BOHLER X 70 – IG) марок з металом, отриманим з застосуванням експериментальних порошкових дріт з дисперсними модифікаторами



П.С. Шльонський (Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України) захистив 27 квітня 2021 р. кандидатську дисертацію на тему: «Технологія зварювання вибухом мідно-алюмінієвих коаксіальних струмопроводів».

Дисертація присвячена розробці технологій отримання мідно-алюмінієвих коаксіальних струмопроводів із застосуванням зварювання вибухом і обладнання для їх реалізації. У роботі проведено аналіз способів отримання коаксіальних з'єднань міді з алюмінієм.

Введено термін і експериментально вивчено явище «канального ефекту» при зварюванні вибухом (ЗВ). «Канальний ефект» – виникнення у проміжку потоку кумулятивних викидів металу та ударно-стисненого нагрітого газу, що заповнює проміжок.

Встановлено, що зростання об'ємної частки і товщини прошарку інтерметалідів в зоні з'єднання при ЗВ міді з алюмінієм за коаксіальною схемою при віддаленні від точки ініціювання, незалежно від середовища в зварювальному проміжку (повітря або вакуум), пояснюється «канальним ефектом» при зварюванні вибухом.

Показано, що на отримання коаксіальних з'єднань є обмеження за довжиною. Вакуумування зва-



М. Ю. Каховський (Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України) захистив 29 квітня 2021 р. кандидатську дисертацію на тему: «Самозахисний порошковий дріт для підводного зварювання високолегованих хромонікелевих сталей типу 18-10».

При проведенні ремонтних робіт трубопроводів і обладнання морських нафтогазових родовищ, ремонті басейнів для зберігання відпрацьованого ядерного палива на атомних електростанціях, або інших елементів металоконструкцій, виготовлених з високолегованих корозійностійких хромонікелевих сталей, працюючих у водному середовищі, застосовують дугове підводне зварювання. Дисертаційна робота присвячена розробці самозахисного порошкового дроту для механізованого та автоматизованого мокрого підводного зварювання даних сталей.

Досліджено фізико-металургійні особливості впливу водного середовища при мокрому підводному зварюванні сталі X18H ЮТ на взаємодію присадкового металу з газами, ступінь окислення

TiO_2 та Al_2O_3 встановлено, що використання більш дешевих вітчизняних зварювальних матеріалів дозволяє забезпечити необхідний рівень механічних властивостей металу зварного з'єднання.

ривального проміжку має позитивний вплив на структуру з'єднання. Встановлено фактори, які впливають на утворення інтерметалідів у зоні з'єднання міді з алюмінієм. Зокрема, одним із таких факторів є наявність ударно-стиснутого газу у зварювальному проміжку.

Досліджено хімічний склад завихрень на зразках біметалу мідь-алюміній та мікроструктура і механічні властивості мідно-алюмінієвого біметалічного стрижня після протягування.

Розроблено розрахункову модель визначення НДС силових елементів ТВК під час вибуху в ній плоского заряду кінцевих розмірів. Розраховані величини напружень задовільно корелюють з експериментальними результатами. Експериментально досліджено НДС стан в елементах ТВК. Запропонований критерій критичних напружень в металі камери.

Результати проведених досліджень покладені в основу розробки технології виготовлення мідно-алюмінієвих струмопроводів з тонким (300 мкм) шаром міді для систем керування авіатехніки на замовлення ДП «Антонов». Розроблено технологію (ЗВ + зварювання тертям) отримання біметалевих гільз для з'єднання гнучких багатожилкових проводів.

Розроблено та виготовлено ТВК з автоматизованим процесом завантаження заготовок для ЗВ, що забезпечує збільшену продуктивність процесу ЗВ.

легуючих елементів, стабільність процесу горіння дуги, а також імовірність утворення гарячих тріщин та пор в металі шва.

За допомогою математичного методу планування експерименту оптимізовано газошлакоутворюючу систему осердя порошкового дроту та визначено необхідну кількість і тип газошлакоутворюючих компонентів і розкислювачів.

Визначено головні чинники дестабілізуючого впливу водного середовища та досліджено методи підвищення стабільності процесу горіння дуги шляхом введення в склад осердя дроту стабілізуючих компонентів.

Перевагами розробленого порошкового самозахисного дроту над існуючою технологією ручного дугового підводного зварювання є збільшена продуктивність виконання ремонтних робіт, забезпечення економічного ефекту від меншого простою виробничого циклу АЕС, менший контакт водолазів-зварників і персоналу з радіоактивним середовищем та можливість за рахунок подальшої автоматизації процесу повного виключення перебування людини в особливо небезпечних умовах.