

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

11
2022

Автоматическая сварка

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Automatic Welding

Published 12 times per year since 1948

ЗМІСТ

Висока нагорода 3

Інтерв'ю із завідувачем відділу ІЕЗ ім. Є.О. Патона професором Максимом Юрженком 4

МЕТАЛОЗНАВСТВО

Головко В.В. Особливості впливу границь зерен при δ-γ-перетворенні на формування структури металу зварних швів (Огляд) 7

Дмитрик В.В., Касьяненко І.В., Латинін Ю.М. Повернення і рекристалізація металу зварних з'єднань паропроводів у процесі тривалої експлуатації 12

3D-ДРУК

Соколовський М.В. Проблеми та перспективи дослідження процесів селективного лазерного плавлення матеріалів для аерокосмічної техніки (Огляд) 18

КОНТАКТНЕ ЗВАРЮВАННЯ

Руденко П.М., Зяхор І.В., Дідковський О.В., Антіпін Є.В. Програма статистичного контролю процесу контактного стикового зварювання оплавленням залізничних рейок 28

ЗВАРЮВАННЯ В ТВЕРДІЙ ФАЗІ

Бризгалін А.Г., Шльонський П.С., Венцев С.Д., Пекар Є.Д. З'єднання будівельної арматури за допомогою муфт, що обжимаються вибухом 35

ЗАХИСНІ ПОКРИТТЯ

Смирнов І.В., Чорний А.В., Лисак В.В., Сисоев М.О., Кисла Г.П. Іонно-плазмове азотування на внутрішніх циліндричних поверхнях виробів 39

Пашченко В.М. Керування енергетичними параметрами потоків плазми системи N-O-C-H 45

Борисов Ю.С., Бурлаченко О.М., Вігілянська Н.В., Сендеровскі Ц. Вплив попередньої активації порошку TiAl на процес механохімічного синтезу інтерметаліду (Fe, Ti)₃Al 52

ІНФОРМАЦІЯ

Конференція «Зварювання та технічна діагностика для відновлення економіки України» 57

Календар листопада 61

CONTENT

High award 3

Interview with the head of the PWI department prof. Maksym Iurzhenko 4

METAL SCIENCE

Holovko V.V. Features of the influence of grain boundaries during δ-γ-transformation on the formation of welds metal structure (Review) 7

Dmytryk V.V., Kasyanenko I.V., Latynin Yu.M. Recovery and recrystallization of metal of steam line welded joints during long-term service 12

3D PRINTING

Sokolovskiy M.V. Problems and prospects of studying the processes of selective laser melting of materials for aerospace engineering (Review) 18

FLASH-BUTT WELDING

Rudenko P.M., Zyakhor I.V., Didkovsky O.V., Antipin E.V. Program for statistical control of the process of flash-butt welding of railway rails 28

WELDING IN THE SOLID PHASE

Bryzgalin A.G., Shlyonskyi P.S., Ventsev S.D., Pekar E.D. Joining building rebars using couplings compressed by explosion 35

PROTECTIVE COATINGS

Smirnov I.V., Chorny A.V., Lysak V.V., Sysoyev M.O., Kysla G.P. Ion-plasma nitriding of inner cylindrical surfaces of products 39

Pashchenko V.M. Control of energy parameters of plasma flows of N-O-C-H system 45

Borysov Yu.S., Burlachenko O.M., Vigilianska N.V., Senderowski C. Effect of preliminary activation of TiAl powder on the process of mechanochemical synthesis of (Fe, Ti)₃Al intermetallics 52

INFORMATION

Conference «Welding and technical diagnostics for recovery of the economy of Ukraine» 57

November calendar 61



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



Автоматичне зварювання Автоматическая сварка Automatic Welding

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Вчені ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ:
І.В. Кривцун (головний редактор),
В.М. Ліподасв (штатний заст. гол. ред.)
О.М. Берднікова, 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. Ющенко;
В.В. Дмитрик, НТУ «ХПІ», Харків;
В.В. Квасницький, Є.П. Чвертко,
НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», Київ;
М.М. Студент, Фізико-механічний інститут
ім. Г.В. Карпенка НАНУ, Львів;
М. Зініград, Аріельський університет, Ізраїль;
У. Райсген, Інститут зварювання та з'єднань,
Аахен, Німеччина;
Я. Пілярчик, Інститут зварювання, Глівіце, Польща

Засновники

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

Адреса

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ
03150, Україна, Київ-150,
вул. Казимира Малевича, 11
Тел./факс: (38044) 205-23-90
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com/ukr/journal/as

Журнал входить до переліку затверджених
Міністерством освіти і науки України видань
для публікації праць здобувачів наукових ступенів за
спеціальностями 131, 132, 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 2023

Передплатний індекс 70031.
12 випусків на рік (видається щомісячно).
Друкована версія: 3360 грн. за річний комплект
з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю.
Електронна версія: 3360 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.
Статті з журналу «Автоматичне зварювання» вибірково
перевідаються англійською мовою в журналі
«The Paton Welding Journal»:
www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj

За зміст рекламних матеріалів
видавець відповідальності не несе.

EDITORIAL BOARD

Scientists of E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU:
I.V. Krivtsun (Editor-in-Chief),
V.M. Lipodaev (Staff Deputy Editor-in-Chief)
O.M. Berdnikova, V.V. Knysh,
V.M. Korzhyk, 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./fax: (38044) 205-23-90
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com/eng/journal/as

The Journal is included in the list of publications approved
by the Ministry of Education and Science of Ukraine
for the publication of works of applicants for academic degrees
in specialties 131, 132, 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 2023

Subscription index 70031.
12 issues per year (issued monthly), back issues available.
\$384, subscriptions for the printed (hard copy) version,
air postage and packaging included.
\$312, subscriptions for the electronic version
(sending issues of Journal in pdf format
or providing access to IP addresses).
Subscription is possible for previous issues for any year.
Articles from «Автоматичне Зварювання» (Automatic Welding)
journal is republished selectively in English in
«The Paton Welding Journal»:
www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj
Publisher is not responsible
for the content of the promotional material.

ВИСОКА НАГОРОДА



23 листопада 2022 р. на засіданні Президії НАН України було прийнято рішення про присудження Золотої медалі імені Б.Є. Патона Національної академії наук України. Нагорода була заснована у 2022 р. за видатні досягнення у створенні інноваційних науково-технічних розробок, які знайшли широке практичне використання, з метою увічнення пам'яті академіка Бориса Патона.

За результатами конкурсу 2022 р. нагороду було присуджено заступнику директора Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України академіку НАН України Леоніду Михайловичу Лобанову за створення технології бездеформаційного зварювання виробів ракетно-космічної техніки та розроблення й впровадження методів лазерної інтерферометрії оцінювання якості зварних з'єднань.

Слід зазначити, що Золота медаль імені Б.Є. Патона Національної академії наук України була присуджена вперше.

Щиро вітаємо Леоніда Михайловича з присудженням цієї високої нагороди та бажаємо міцного здоров'я, творчої наснаги і подальших успіхів на благо України!

Академік Національної академії наук України **ЛОБАНОВ Леонід Михайлович**



Академік НАН України Лобанов Леонід Михайлович – визначний вчений в галузі матеріалознавства, зварювання, міцності та діагностики матеріалів і зварних конструкцій.

Наукові праці Л.М. Лобанова присвячені дослідженню поведінки матеріалів при зварюванні, розвитку теорії зварювальних напруг та деформацій, розробці методів дослідження і регулювання напружено-деформованих станів зварних з'єднань, створенню високоефективних зварних конструкцій нової техніки та розробці методів і засобів їх діагностики.

Завдяки працям Л.М. Лобанова та його учнів сформовано новий науковий напрямок – бездеформаційне зварювання конструкцій, який базується на регулюванні термодеоформаційних процесів під час зварювання

і створенні попередніх перед зварюванням напружено-деформованих станів, оптимізованих стосовно зварювальних напружень і деформацій. Для всіх типів зварних з'єднань розроблено способи визначення оптимальних параметрів попередніх напружено-деформованих станів, що дозволяють усунути залишкові зварювальні деформації. Розроблені методи і технічні засоби усунення зварювальних деформацій було використано при створенні комплексу «Енергія-Буран» та інших ракетно-космічних систем. Принципово новою є розроблена ним технологія бездеформаційного зварювання стрингерних панелей та оболонок, які використовуються для виготовлення корпусів ракет та в авіабудуванні. Проведені випробування дослідних зразків великогабаритних стрингерних панелей і оболонок з високоміцного алюмінієвого сплаву АМг6НН показали, що такі вироби відповідають вимогам щодо міцності і точності виготовлення та дають можливість підвищити в 3-4 рази коефіцієнт використання дороговартісного матеріалу. Рекомендації зі збирання та бездеформаційного зварювання тонкостінних панелей і оболонок з поздовжнім оребренням, а також технічна документація на обладнання для їх реалізації передані конструкторському бюро «Південне». Розроблена також технологія бездеформаційного зварювання стрингерних панелей із високоміцного титанового сплаву ВМ-20. Вона рекомендована для промислового виробництва авіаційних панелей. Нові можливості бездеформаційного зварювання листових конструкцій із алюмінієвих і титанових сплавів в авіакосмічній промисловості надає запропонована Л.М. Лобановим технологія електродинамічної обробки металу шва імпульсами струму високої щільності безпосередньо в процесі зварювання.

ІНТЕРВ'Ю ІЗ ЗАВІДУВАЧЕМ ВІДДІЛУ ІЕЗ ім. Є.О. ПАТОНА ПРОФЕСОРОМ МАКСИМОМ ЮРЖЕНКОМ

Найважливішим завданням кадрового забезпечення науки визнано омолодження складу наукових працівників. Що приваблює молодь, визначає її поведінку, мотивації, погляди, установки? Відповіді на ці запитання редакція журналу спробувала отримати у молодого керівника наукового відділу «Зварювання пластмас» доктора технічних наук, професора Максима Володимировича Юрженка.



Пане Максиме, хто та що вплинуло на Ваше рішення займатися наукою? Якими були перші кроки?

Мій шлях в науку був заздалегідь визначеним, оскільки я народився у сім'ї освітян та науковців у четвертому поколінні. Ще у школі брав активну участь у науково-дослідних роботах Малої академії наук з інформатики та фізики, був її дійсним членом та переможцем всеукраїнських конкурсів, брав участь у міжнародних конкурсах. Вибір університету також був очевидним з огляду на сімейні традиції – Національний педагогічний університет ім. М.П. Драгоманова. Дипломну роботу вже виконував під спільним керівництвом викладачів з університету – академіком Шутом Миколою Івановичем, к.ф.-м.н. Січкарем Тарасом Григоровичем та майбутнього керівника моєї кандидатської дисертації – провідного наукового співробітника Інституту хімії високомолекулярних сполук НАН України професора Мамуні Євгена Петровича. Важливою подією у моєму житті стала перемога на досить відомому конкурсі Французької республіки – Eiffel Doctorat, що дало мені змогу працювати та навчатися в аспірантурі у Франції, в Університеті Ліон під керівництвом професора Gisele Voiteux. Чому це було певним переломним для мене моментом? Це дало можливість ознайомитися з системою організації освіти і науки не лише у Франції, а й загалом всієї Європи, включно з Великобританією. Саме це надалі сприяло моєму становленню як вченого та керівника. Ну і звичайно міжнародні зв'яз-

ки! З поверненням в Україну я привіз із собою, можна сказати, «валізу» закордонних контактів, що і зараз відіграє важливу роль у моїй міжнародній діяльності. А далі були власні вітчизняні та міжнародні проєкти, запрошення директора ІЕЗ академіка Бориса Євгеновича Патона працювати в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України та знову ж таки вітчизняні та міжнародні проєкти, але вже відділу, чому завдячую колективу мого відділу, який мене прийняв і з самого початку і до сьогодні є єдиним організмом, незважаючи на усі труднощі – період мого становлення як керівника, 2 роки пандемії, війна.

Зазвичай успіх в науці, як і в будь-якій іншій сфері діяльності, неможливий без подолання труднощів. Який Ваш рецепт досягнення успіху?

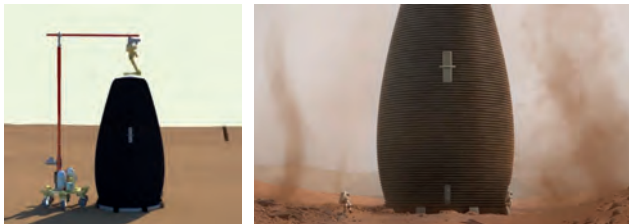
Це досить простий рецепт, якщо говорити, але складний, якщо його реалізовувати. З огляду на свій життєвий досвід та науковий шлях, його можна озвучити однією фразою – «Виконувати свою роботу якнайкраще, не дивлячись на будь-які труднощі!» – Тому я намагаюсь долати всі перепони, які виникають, та йти вперед до досягнення своїх цілей.

Чим пояснюється підвищений інтерес суспільства до проблеми зварювання пластмас за останні роки? Як розширюється сфера застосування пластмас? Які перспективи?

Тут все просто – суспільство обирає те, що йому вигідніше! Наприклад, якщо заміна традиційних металевих труб на полімерні є вигід-

нішим з усіх точок зору, зокрема ціни, простоти технологічних процесів виготовлення, оброблення та з'єднання, то відбувається певний революційний зсув у суспільстві, який ми зараз і спостерігаємо. Чудовим прикладом тут є також заміна традиційних ламп розжарювання на світлодіодні. Мені подобається цей приклад, оскільки він наглядно демонструє шлях від фундаментальних наукових досліджень, які почалися багато десятиліть тому до сьогодення, коли у кожному домі та офісі по всьому світу використовують прикладні результати тих давніших фундаментальних досліджень. Чудовим підтвердженням є слова академіка М.М. Боголюбова – «Якщо Ви не маєте фундаментальних досліджень сьогодні, то завтра Ви не матимете чого прикладати».

Щодо розширення сфери застосування пластмас та майбутніх перспектив, то це обумовлено стрімким розвитком полімерного матеріалознавства, хімії, фізики, що сприяє створенню нових полімерних матеріалів, в першу чергу, композитних, з експлуатаційними властивостями, які здатні конкурувати, а часто і перевищувати такі властивості традиційних матеріалів. Сьогодні вже більше половини маси сучасних літаків складають полімерні композити. І це не лише декоративні деталі, але й частина несучих конструкцій.



Світлинки з NASA Marsha

Майбутнє? Я гадаю, що майбутнє вже настає сьогодні – прикладом є розробки NASA Marsha в напрямі колонізації Марсу, а саме 3D-друку там будівель полімерними композитними матеріалами.

Якими дослідженнями Ви займаєтеся сьогодні? Чим можуть бути корисними результати досліджень для суспільства?

Зокрема, цим ми і займаємося... я маю на увазі роботи, пов'язані з розробками NASA. Річ у тім, що, наприклад, проєкт NASA Marsha більше пов'язаний з розробкою обладнання та конструкцій будівель, але як власне будуть поводити себе



Вакуумно-газова камера «з маніпулятором» для 3D-друку в екстремальних умовах

полімерні матеріали та процеси 3D-друку ними в умовах Марсу – невідомо. Наразі у відділі ведуться науково-технічні дослідження, які дадуть відповідь на ці питання. Для цього створено експериментальну вакуумно-газову камеру, яка може моделювати газові умови Марсу, та маніпулятор для 3D-друку, який розміщений у цій камері та здатний працювати в таких екстремальних умовах.

Безумовно, у наші плани внесла зміни війна. І спонукала нас розпочати науково-технічні роботи, направлені на підвищення обороноздатності та повоєнну відбудову нашої країни. Наприклад, однією з розробок науковців нашого відділу є іммобілізаційні пневматичні шини медичного призначення для тимчасової фіксації частин тіла людини при транспортуванні поранених військовослужбовців від місця поранення до шпиталю. Розробки пройшли випробування у лабораторних умовах Інституту травматології та ортопедії НАМН України, однойменної кафедри Київського медичного університету ім. О.О. Богомольця, у польових умовах військових частин ЗСУ, в зоні АТО та ООС. Сьогодні окремі партії таких шин виготовляються та відправляються на «нульові» позиції на фронті. Про інші розробки та роботи відділу в цьому напрямку зараз говорити не можу, але обіцяю розповісти після нашої перемоги.

Розкажіть, будь-ласка, про свій досвід роботи з молоддю відділу.

Насправді це було одне з трьох головних завдань, яке переді мною поставив Борис Євгенович – підготовка молодих кадрів. Сьогодні у відділі працює 10 молодих співробітників, серед яких за останні роки двоє захистили докторські дисертації, п'ятеро – кандидатські дисертації. У роботі з молоддю, починаючи від бакалаврів університетів і до молодих кандидатів наук, головним є мотивація. На жаль, відомий факт, що останні роки, навіть десятиліття молодь не поспішає в науку. Це пов'язано з низкою причин, розуміючи які можна розробити стратегію залучення молоді у науку. На поверхні проблеми лежать загальновідомі факти – низькі, неконкурентоспроможні на ринку праці зарплати, відсутність належних умов праці, соціального забезпечення тощо. Однак є і більш глибокі проблеми, які, насправді, не менш важливі ніж ті, які на поверхні. Зокрема, відсутність державної політики популяризації науки та наукової діяльності, її важливість для суспільства та розвитку цивілізації загалом, що провокує відсутність розуміння у молоді навіть та наука потрібна і взагалі навіть нею займатися. Академія наук та окремі університети проводять певні науково-популярні заходи, зокрема, фести, лекції, марафони тощо, які спрямовані на подолання цих прогалин, однак цього, на мою думку, недостатньо.

Ми починаємо працювати з молоддю ще на стадії навчання у бакалавраті та магістратурі, керуючи кваліфікаційними науково-дослідними роботами. Це дає змогу відкрити для них особли-

вості наукової діяльності та показати важливість наукових як фундаментальних, так і прикладних досліджень, власне, їхніх досліджень. Тоді до них приходить розуміння дорослої людини. Розуміння того, що насправді ті проблеми на поверхні часто є уявними. На прикладі відділу може впевнено сказати, що молоді науковці, здебільшого, звичайно, вже кандидати наук, працюючи над власними проектами, можуть заробляти не менше ніж у промисловості, а то й більше. Крім того, для них стає зрозумілою перспектива на майбутнє. Наприклад, сьогодні четверо молодих співробітників відділу зараз знаходяться на стажуванні у США та в рамках діяльності міжнародної польсько-української науково-дослідної лабораторії ADPOLCOM, до стейкхолдерів якої входить і наш інститут.

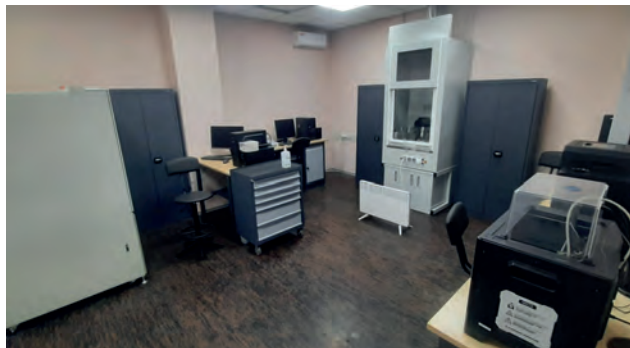
До речі, у Вас налагоджено співробітництво з низкою закордонних партнерів. Яким чином Ви знаходите шляхи взаємовигідного співробітництва?

Як я вже зазначав раніше, перші контакти я привіз із собою після повернення з Франції. Це були контакти з Франції, Чехії, Польщі. Наразі сьогодні ці контакти є найбільш широкими та потужними у нашому міжнародному співробітництві. У нас паралельно є 3 міжнародні проекти з науково-дослідними установами з Франції, Чехії та Польщі. Більш того, широке співробітництво з Польщею дозволило у 2018 р. створити міжнародну лабораторію ADPOLCOM. Як результат – проводяться спільні наукові дослідження, міжнародним авторським колективом публікуються статті у журналах перших кварталів, молоді вчені проходять стажування, працюючи на найкращому сучасному обладнанні та беручи участь у міжнародних наукових заходах найвищого рівня. Останнє є надзвичайно важливим для майбутніх закордонних контактів та розширення міжнародного співробітництва відділу. Це і є секрет – більше зовнішніх контактів – більше міжнародних проектів – більше залучених закордонних коштів. Щодо зацікавленості наших міжнародних партнерів у співробітництві, то кількість і якість результатів нашої міжнародної діяльності свідчить найкращим чином сама за себе – у нас є чим їх зацікавити і що їм запропонувати. Розуміння ж останнього приходить якраз саме завдяки постійній участі у міжнародних наукових заходах найвищого рівня.

Історією Вашого успіху також є створення новітньої науково-дослідної лабораторії полімерного матеріалознавства. Розкажіть, будь-ласка, про неї.

Перш за все відзначу, що створенню лабораторії ми завдячуємо колективу співробітників нашого відділу та інституту. В першу чергу, це провідний науковий співробітник відділу д.х.н. Валерій Леонідович Демченко, співробітники окремих підрозділів та служб інституту – керівництва, груп планово-економічного відділу, бухгалтерії. У 2020 р. ми отримали грант Національного фонду досліджень України в межах конкурсу «Наука для без-

пеки людини та суспільства» для виконання у 2020-2021 рр. проекту «Розробка нанокompозитних полімерних біоматеріалів з ефективною противірусною та антимікробною дією і технології 3D-друку виробів з них» спільно з колегами з інших академічних установ. У найкоротші строки паралельно з виконанням основних завдань проекту та діяльності відділу були підготовлені приміщення – виконано ремонтні роботи, встановлено системи кондиціонування та обігріву, закуплено та встановлено меблі та допоміжне обладнання, а також основне найсучасніше наукове обладнання для дослідження полімерних та композитних матеріалів, зокрема, рентгенівський дифрактометр XRD 7000 виробництва компанії Shimadzu (Японія) для дослідження структури як полімерних матеріалів, так і металів; прилад LiteSizer 500 виробництва компанії Anton Paar (Австрія), який базується на методі динамічного розсіяння світла та призначений для вивчення характеристик нано- (від трьох ангстрем) і мікророзмірних частинок; випробувальну машину AGS-10kNX (теж виробництва Shimadzu) для стандартизованих досліджень механічних властивостей полімерних матеріалів. На сьогодні наявність такої лабораторії полімерного матеріалознавства у відділі інституту є суттєвим аргументом для наших міжнародних партнерів, для виконання завдань як державних науково-дослідних, науково-технічних проектів, так і проектів за замовленнями українських підприємств.



Дякуємо Вам, шановний Максиме Володимировичу, за цікаве висвітлення діяльності підпорядкованого Вам підрозділу та бажаємо колективу міцного здоров'я, нових творчих досягнень на благо України та Інституту.

*Інтерв'ю провів
Володимир Ліподаєв*

ОСОБЛИВОСТІ ВПЛИВУ ГРАНИЦЬ ЗЕРЕН ПРИ δ - γ -ПЕРЕТВОРЕННІ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ ШВІВ (Огляд)

В.В. Головко

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

Викладено огляд літературних результатів досліджень, виходячи з яких видно, що алгоритм моделювання структурного складу металу, прогнозування його механічних властивостей повинен містити опис реакцій з утворення та розвитку дендритної структури. Моделі, які побудовані на опису реакцій γ - α -перетворення, не надають можливості оцінки процесу формування структури як цілісного комплексу – від початку зародження дендритів до кінцевого складу мікроструктури. Наведено результати досліджень, які були виконані в останні десятиліття, щодо впливу інокулювання тугоплавких сполук до розплавів низьколегованих сталей, зокрема, і зварювальної ванни, на розвиток процесів зародження, росту та розпаду дендритів при кристалізації металу. Показано можливості впливу інокулянтів на формування первинної структури з метою підвищення властивостей металу зварних швів. Бібліогр. 22, рис. 3.

Ключові слова: низьколегована сталь, зварювальна ванна, інокулювання, дендрити, аустеніт, первинна структура

Вступ. Поширене використання високоміцних низьколегованих сталей при виготовленні військової техніки, об'єктів інфраструктури, енергетичного обладнання та інших критично важливих для України структур суттєво підвищило актуальність проблем забезпечення високих механічних властивостей зварних з'єднань. Комплекс службових властивостей металу зварного шва визначається його структурою, тому велику увагу в останні роки було приділено створенню комп'ютерних моделей формування мікроструктури шва та прогнозуванню його механічних властивостей. Формування мікроструктури металу швів низьколегованих сталей починається із зародження і росту дендритної структури та процесів δ - γ -перетворення [1, 2], однак основна увага в цих моделях зазвичай приділяється процесам γ - α -перетворення [3, 4].

Процеси зародження та розпаду дендритів при охолодженні металу зварювальної ванни мають високу активність при підвищених температурах, але більшість експериментальних досліджень до останнього часу ґрунтувалися на спостереженнях зернограничних комплексів при кімнатній температурі. Структуру та особливості розвитку високотемпературних комплексів частіш за все досліджували шляхом швидкого охолодження зразка до кімнатної температури. При цьому майже в кожному випадку залишалися невідомими зміни, які відбулися у структурі та хімічному складі зерен під час охолодження. Високотемпературна S/TEM металографія, яка стала доступною останнім часом для проведення досліджень, може виявитися одним із кращих експериментальних методів для вивчення особливостей розвитку дендритної струк-

тури. Наведені результати експериментів свідчать, що сучасна металографія дозволяє спостерігати границі комплексу зерен за умов безперервного охолодження. Деякі спостереження реакцій *in situ* при підвищених температурах стали базою для створення числової моделі формування дендритної структури [5], але ця область дослідження залишається багато в чому невивченою.

Дослідження механізмів зародження та зростання нової фази потенційно можуть пояснити їхню просторову неоднорідність, а також забезпечити поглиблення розуміння методів придушення формування крупнозеренної структури, які можуть бути корисними, наприклад, при термостабілізації полікристалічних матеріалів. Проведення досліджень, спрямованих на поглиблення розуміння та контролю процесів на границях зерен сприяють моделюванню міжфазних взаємодій та розробці нових матеріалів з покращеною морфологією зеренної структури та підвищеним рівнем механічних властивостей.

Характеристика основних процесів на границях дендритної структури. Спроби краще зрозуміти причини формування мікроструктурних утворень із підвищеною схильністю до крихких руйнувань металу мотивували розвиток досліджень процесів на границях структурних зерен. На границях дендритів можуть протікати певні процеси, пов'язані з такими властивостями як енергія на границі зерна, ентропія, ентальпія і концентрація адсорбату. Ці процеси можуть викликати зміни таких нерівноважних властивостей границь зерен як рухливість, когезійна міцність і опір ковзанню, що є відмінною рисою міжзеренної взаємодії. Термодинаміка та кінетика формування та розпаду дендритної структури відіграють

велику роль у формуванні мікроструктури та механічних властивостей металу зварних з'єднань.

У перитектичних системах, до яких відносяться сплави Fe–C, на стадії формування дендритної структури, високотемпературна фаза буде легко переохолоджуватися в області співіснування високо- та низькотемпературних фаз, а границя між високотемпературною δ -фазою та рідкою фазою є найбільш вірогідним місцем зародження низькотемпературної γ -фази (рис. 1).

Робота адгезії W_{ad} границі зерна дорівнює зворотній роботі, яка необхідна для перетворення границі зерна на дві вільні поверхні. Для крихкого руйнування таку залежність можна описати відношенням

$$W_{ad} = 2\gamma_s - \gamma_{Gb},$$

де γ_s та γ_{Gb} – поверхнева та зерногранична енергії, відповідно. Зниження енергії границь зерен пов'язане з неупорядкованими переходами на границях зерен, що передбачає збільшення роботи зчеплення, а отже, і зернограничної міцності. Однак у багатьох системах, вивчених експериментально, такі переходи пов'язані з окрихченням границь зерен [6, 7]. Локальні особливості перебігу процесу можуть переважити класичні термодинамічні міркування в таких випадках. Наприклад, високоентальпійні зв'язки, що утворюються між сусідніми структурними ґратками, можуть помітно сприяти зниженню граничної енергії при взаємодії зі зв'язками з низькою ентальпією в інтерфейсі, що може викликати крихкість. Цей механізм, запропонований Luo et al. [7], дозволяє пояснити крихкість у сплавах. Альтернативно, енергія на границі зерна може бути зменшена за рахунок збільшення ентропії. Збільшення ентропії може бути результатом, наприклад, збільшення вільного обсягу границі або збільшення концентрації ліквантів, що також може знизити міцність границь. Вплив сумарної

роботи адгезії на міцність та ударну в'язкість металу складно загалом моделювати на основі наведеного рівняння, тому що енергії двох результуючих поверхонь однаково важко передбачити.

Коефіцієнт зернограничної самодифузії D_{GB} можна описати способом, аналогічним об'ємному коефіцієнту самодифузії, з використанням показника частоти стрибків атомів ν , параметра решітки a_0 , вільної енергії утворення вакансій $\Delta G_{f,b}$, енергетичного бар'єру активації міграції атомів ΔG_m , геометричного показника g наступним чином [8]:

$$D_{GB} = g\nu a_0^2 \exp\left(-\Delta G_{f,b}/RT\right) \exp\left(-\Delta G_{m,b}/RT\right).$$

Великий вплив на енергію границь зерен справляють дифузійні процеси. Борисов та ін. [9] вперше припустив, що вільна енергія активації зернограничної дифузії ($\Delta G_b = \Delta G_{f,b} + \Delta G_{m,b}$) пропорційна відповідній вільній енергії активації дифузії у ґратках ΔG_f мінус вільна енергія γ . Хоча це правило є емпіричним, воно дає розумну передбачуваність у сплавах. Зменшення енергії границі зерна, в якій переважає ентальпія, має збільшити енергію активації та зменшити дифузію по границях зерен. Однак при зниженні енергії переважає збільшення ентропії, що має призвести до підвищення дифузії.

Процеси розпаду дендритів пов'язані зі зменшенням енергії границь зерен. Таким чином, вимірювання енергії границь зерен може використовуватися для характеристики перетворень. На сьогодні існують методики, які дозволяють виміряти зміни відносної енергії границь зерен, але значно складніше виміряти їх абсолютну енергію [10]. В результаті зазвичай вимірюється відносна енергія. Відносна енергія границі зерна χ_{gb} вздовж

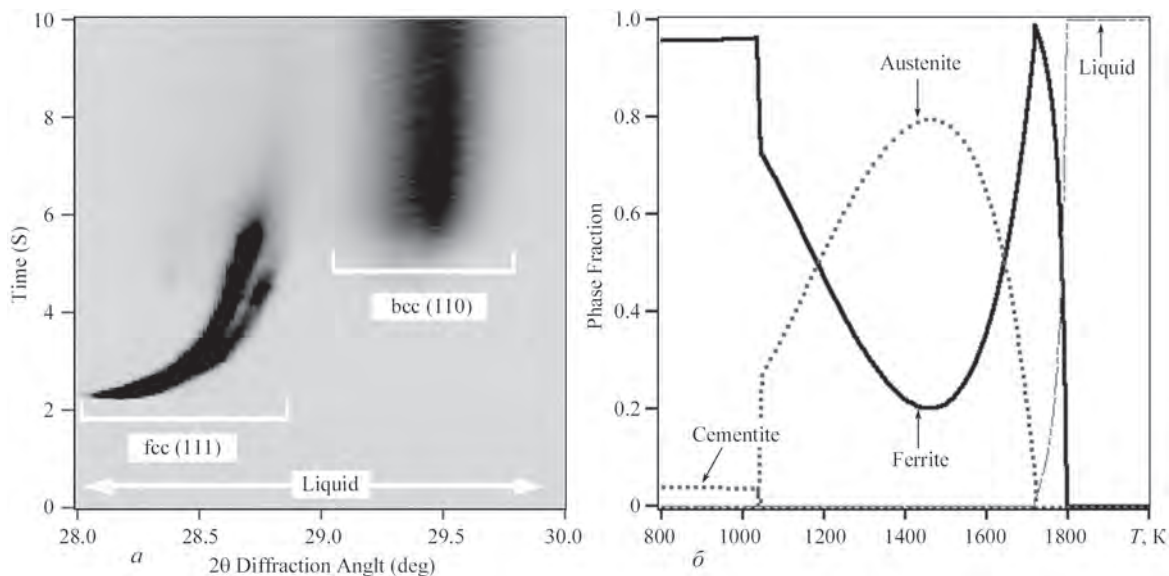


Рис. 1. Рентгенівська дифракція з роздільною здатністю за часом охолодження сталевого розплаву (а) та прогнозована рівноважна частка фази як функція температури (б) [3]

прилеглої поверхні зерна χ_s може бути виражена як функція дієдричного кута θ_s у канавці відповідно до рівняння [8]

$$\frac{\gamma_{gb}}{\gamma_s} = 2 \cos \frac{\theta_s}{2}.$$

Використовуючи аналіз Маллінза [11], можна визначити відносну міжфазну енергію границі зерна. Однак цей метод включає ряд наближень і припущень. Наприклад, передбачається, що дві поверхневі енергії дорівнюють одна одній, границя зерна нормально розташована до поверхні, анізотропія енергії інтерфейсу мала. Хоча ці припущення несправедливі для будь-якої границі одного зерна, було виявлено, що для великої бази даних щодо вимірювання двограних кутів границь зерен середнє значення та ширина розподілу відтворені та значущі величини [12]. В останні роки методи рентгенівської дифракції *in-situ*, які набувають поширення, спростили ці вимірювання. В результаті було створено спеціальну процедуру для надійного вимірювання енергії границь зерен [13].

Зміни енергії границь дендритних зерен мають опосередкований вплив на розподіл розмірів зерен γ -фериту в металі. З порівняльних досліджень анізотропії розподілу розміру зерен та анізотропії енергії границь зерен було показано, що існує зворотна залежність між цими двома величинами в полікристалах, що передбачає існування відносно більшої кількості зерен з низькою енергією границь, ніж високоенергетичних границь зерен [10, 14]. Таким чином, зміна типу міжзеренного прошарку у зразку, яка призводить до зміни енергії границь зерен, також впливає на зміни розміру зерен в процесі перетворення.

Вплив процесів змочування на розвиток дендритів. На границях дендритів утворюється прошарок, який збагачено ліквуючими елементами, а також елементами, що утворилися в результаті взаємодії дендритів з неметалевими включеннями. Присутність цих елементів в пограничному прошарку визначає особливості змочування поверхні дендриту, впливає на кінетику його розвитку та морфологію структури. Реакції змочування та розвитку дендритів були предметом вивчення протягом кількох останніх десятиліть, в результаті яких в процесі змочування було виділено етап попереднього змочування [15, 16]. Попереднє змочування – це тип зміни структури границь, який відбувається, коли шар матеріалу фіксованої рівноважної товщини утворюється на границі розділу в термодинамічній околиці переходу змочування, тобто біля температури або складу, при якому відбудеться перехід змочування. Цей термін відноситься до адсорбційного переходу першого роду, при якому плівка матеріалу,

що розділяє дві фази, розривається як по складу адсорбції, так і по товщині.

В процесі зростання дендрит просувається в металевому розплаві. При цьому границі дендриту частково змочуються рідиною з певним крайовим кутом, коли $\gamma_{lv} + \gamma_{sl} > \gamma_{sv}$, де γ_{lv} та γ_{sv} – поверхнева енергія рідкої та твердої фази, а γ_{sl} – поверхнева енергія границі розділу рідина/тверде тіло. Після того, як рідина повністю змочить поверхню і розподілиться по поверхні, щоб сформувати безперервну плівку, товщина якої залежить від кількості ліквацийних елементів в прошарку і має за визначенням термодинаміки поверхневу енергію $\gamma_{sv} \equiv \gamma_{lv} + \gamma_{sl}$. Попереднє змочування відноситься до переходу між частковим і повним змочуванням, при якому утворюється тонкий шар матеріалу, що покриває поверхню, але має рівноважну товщину, яка контролюється термодинамічними змінними стану (наприклад, температурою, тиском) і не залежить від кількості доступної рідини.

Переходи змочування також можуть відбуватися на межах розділу твердих тіл, таких як границі зерен та границі фаз. Крім того, границі зерен можуть змочуватися або рідкою або твердою фазою зі складом, відмінним від основної частини, причому в першому випадку таке змочування пов'язане з рідким металом і викликає явище окрихчення [17, 18].

Процес кристалізації структури металу в зварних швах низьколегованої сталі, який починається з епітаксiального зростання дельта-фериту із зерен материнського металу на поверхні сплавлення, через високі температурні градієнти, пов'язані з дуговим процесом, сприяє формуванню дендритної структури коміркового типу із зернами δ -фериту, які мають анізотропну стовпчасту структуру із головними осями, орієнтованими за напрямком максимального теплового потоку. При подальшому охолодженні металу на границях комірок δ/δ зароджуються алотріоморфи γ -фази, які анізотропно ростуть уздовж цих кордонів, що призводить до утворення стовпчастих зерен первинного аустеніту. Кінетика утворення аустеніту і розмір його зерен залежить від рівня поверхневої енергії на границях δ/δ зерен. Чим нижче поверхнева енергія на границях дендритів, тим вище кінетика зародження аустеніту і тим менше розмір його зерен [19].

Вплив інокулянтів на кінетику δ - γ -перетворення. Процес кристалізації металу в умовах перитектичної реакції відбувається в два окремих етапи. Спочатку в точці контакту трьох фаз (рідина + δ -ферит + γ -аустеніт) трохи нижче перитектичної температури відбувається перитектична реакція ($L + \delta \rightarrow \gamma$), яка призводить до формування

дендритів у вигляді δ -фериту з центрами зародків γ -аустеніту на міжфазній границі δ/L . Надалі починається перитектичне перетворення з потовщенням шару γ -аустеніту на поверхні дендритів як за рахунок δ -феритної, так і рідкої фаз. Кінетика цього складного перитектичного фазового переходу у процесі кристалізації сталі залежить від складу рідкого прошарку на поверхні дендритів та швидкості охолодження розплаву. Процес зародження γ -аустеніту являє собою складне термодинамічне явище в наномасштабі і важко піддається експериментальним спостереженням, тому для його дослідження використовують методи комп'ютерного моделювання.

Результати моделювання, які подані в роботі [20], показали (рис. 2), що етапи формування γ -фази відрізняються кінетикою процесу. На першому етапі, який відповідає попередньому змочуванню, на поверхні дендриту утворюється обмежена кількість зародків нової фази. Утворення основного масиву γ -фази відбувається на другому етапі.

Такий характер утворення зародків пояснюється щільністю ліквуючих елементів в рідкому прошарку на поверхні дендритів. Зі зниженням температури розплаву підвищується вміст ліквуючих елементів в цьому прошарку, що впливає на підвищення вірогідності зародження нової фази.

При інокулюванні тугоплавких сполук до рідкого металу дендрити в процесі росту зустрічають неметалеві включення і це може сприяти зміні поверхневої енергії на міжфазній границі L/δ .

Результати експериментів з введення до металевих розплавів тугоплавких оксидів, які наведені на рис. 3, б, показують відношення числа γ -зерен до δ -зерен на одиницю площі, нанесені на графік залежно від параметра невідповідності решітки між γ -Fe та тугоплавким оксидом. Той факт, що це відношення збільшується зі зменшенням параметра невідповідності, вказує на те, що швидкість

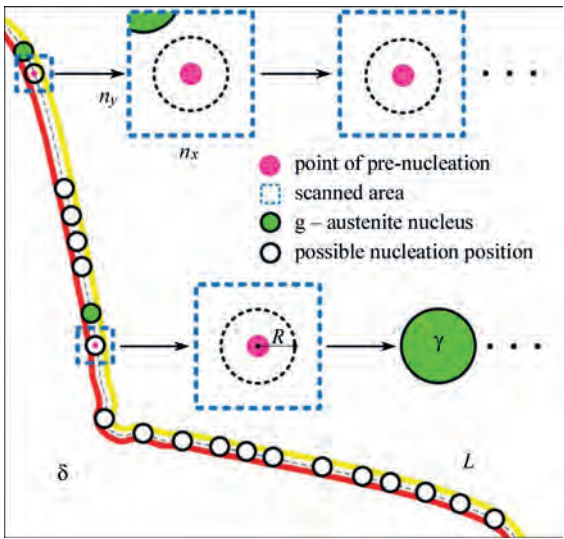


Рис. 2. Схематична діаграма утворення аустенітної фази [20]

зародження зростає зі збільшенням потенціалу цього процесу. Іншими словами, більш ніж одна подія нуклеації на одне δ -зерно відбувається на границі розділу δ/L .

Результати, які наведені на рис. 3, пов'язані з впливом параметра невідповідності на розмір контактного кута між трьома фазами – оксидом, Fe(δ) та Fe(γ):

$$\cos\theta = (\gamma_{\text{MO/Fe}(\delta)} - \gamma_{\text{MO/Fe}(\gamma)})/\gamma_{\text{Fe}(\delta)/\text{Fe}(\gamma)}.$$

Наведені результати свідчать, що для високої швидкості зародження γ -фази на границі розділу δ/L (тобто високе значення $\cos\theta$), необхідно не тільки низьке значення $\gamma_{\text{MO/Fe}(\gamma)}$, яке відповідає параметру невідповідності параметрів ґраток між оксидом та γ -Fe, але так само і високе значення $\gamma_{\text{MO/Fe}(\delta)}$. На верхньому графіку видно, що це відношення не збільшується зі збільшенням числа частинок на одиницю площі N_A , що вказує на те, що швидкість зародження γ -фази залежить не тільки від кількості центрів зародження на поверхні дендриту. Набагато більший вплив на утворення нової фази має величина контактного кута на межі трьох фаз.

Виходячи з наведених результатів досліджень видно, що алгоритм моделювання структурного складу металу, прогнозування його механічних властивостей повинен містити опис реакцій з утворення та розвитку дендритної структури. Моделі, які побудовані на опису реакцій γ - α -перетворення, не надають можливості оцінки процесу формування структури як цілісного комплексу – від початку зародження дендритів до кінцевого складу мікроструктури.

Опубліковані в останній час результати досліджень щодо впливу інокулювання тугоплавких сполук до розплавів низьколегованих сталей, зокрема, і металу зварювальної ванни [22], свідчать

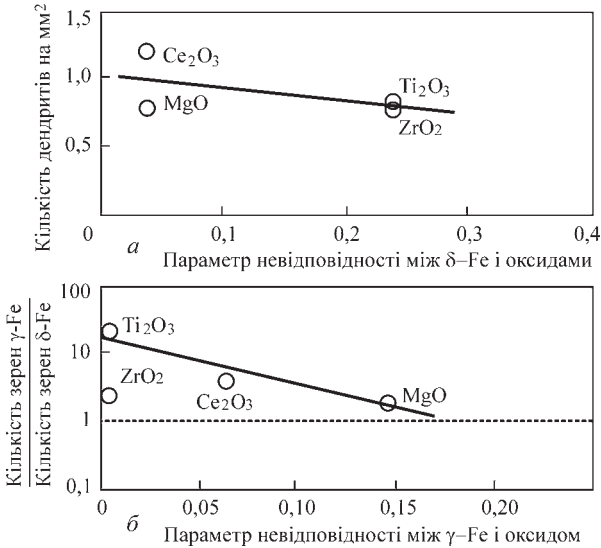


Рис. 3. Вплив на кінетику кристалізації параметрів невідповідності кристалічної ґратки оксидів до параметрів ґратки: а – δ -Fe; б – γ -Fe [21]

про суттєвий вплив фізико-хімічних процесів, які відбуваються на стадії утворення та розвитку дендритів, на формування кінцевої структури металу і підтверджують необхідність врахування цього етапу кристалізації зварних швів при прогнозуванні їх структурного складу та рівня механічних властивостей.

Список літератури/References

1. Phelan, D., Dippenaar, R. (2004) Instability of the delta-ferrite/austenite interface in low carbon steels: The influence of delta-ferrite recovery sub-structures. *ISIJ International*, 44, 2, 414–421.
2. Yin, H., Emi, T., Shibata, H. (1999) Morphological instability of delta-ferrite/g-austenite interphase boundary in low carbon steels. *Acta materials*, 47, 5, 1523–1535.
3. Babu, S.S., Vitek, J.M., David, S.A. et al. (2003) Characterization and prediction of austenite formation and decomposition in steel welds. *The Minerals, Metals & Materials Society*, 1, 1–10.
4. Bhadeshia, H.K.D.H., Svensson, L.-E. (1993) *Modelling the evolution of microstructure in steel weld metal. Mathematical Modelling of Weld Phenomena*. Eds H. Cerjak, K. E. Easterling. Institute of Materials, London, pp. 109–182.
5. Strickland, J., Nenchev, B., Dong, H. (2020) On directional dendritic growth and primary spacing – A review. *Crystals*, 10, 627. doi:10.3390/cryst10070627
6. Richter, G., Rühle, M. (2006) Insight into the atomic-scale mechanism of liquid metal embrittlement. *Appl. Phys. Lett.* 89, 121911. https://doi.org/10.1063/1.2356322
7. Luo, J., Asl, M., Kiely, C.J., Harmer, M.P. (2011) The role of a bilayer interfacial phase on liquid metal embrittlement. *Science* 23 Sep 2011, 333, 6050, 1730–1733. DOI: 10.1126/science.1208774
8. Cantwell P.R., Tang M., Dillon S.J. et al. (2014) Grain boundary complexions. *Acta Materialia*, 62, 1–48.
9. Borisov, V.T., Cherepanov, A.N., Predtechenskii, M.R., Varlamov, Yu.D. (2003) Effect of Wettability on the Behavior of a Liquid Drop after Its Collision with a Solid Substrate. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*, 44, 803–808.
10. Rohrer, G.S. (2011) Grain boundary energy anisotropy: a review. *Journal of Materials Science*, 46, 5881–5895.
11. Mullins, W.W. (1957) Theory of thermal grooving. *Journal of Applied Physics*, 28, 333. https://doi.org/10.1063/1.1722742
12. Dillon, S.J., Rohrer, G.S. (2009) Mechanism for the development of anisotropic grain boundary character distributions during normal grain growth. *Acta Materialia*, 57, 1, 1–7.
13. Babu, S.S., Specht, E.D., David, S.A. et al. (2007) Time-Resolved X-ray diffraction investigation of austenite and transformation to bainite. *Proceedings of the 1st International Symposium on Steel Science (IS3-2007). The Iron and Steel Institute of Japan*, 93–99.
14. Rohrer, G.S., Anthony, J.G., Rollett D. (2008) A Model for the origin of anisotropic grain boundary character distributions in polycrystalline materials. *Applications of Texture Analysis*, 17, 10. https://doi.org/10.1002/9780470444214.ch36
15. Cahn, J.W. (1977) Critical point wetting. *The Journal of Chemical Physics*, 66, 8. https://doi.org/10.1063/1.434402
16. Ebner C., Saam W.F. (1977) New phase-transition phenomena in thin argon films. *Physical Review Letters*, 38, 25, 1486–1489.
17. Straumal, B., Baretzky, B. (2004) Grain boundary phase transitions and their influence on properties of polycrystals. *Interface Science*, 12, 2-3, 147–155.
18. Chatain, D., Rabkin, E., Derenne, J., Bernardini, J. (2001) Role of the solid/liquid interface faceting in rapid penetration of a liquid phase along grain boundaries. *Acta Materialia*, 49, 7, 1123–1128.
19. Porter, D.A., Easterling, K.E., Sherif, M.Y. (2009) *Transformations in Metals and Alloys*. Third edition. by Taylor & Francis Group. CRC Press is an imprint of Taylor & Francis Group. International Standard Book Number-13: 978-1-4398-8357-0 (eBook - PDF).
20. Yang, Y., Luo, S., Wang, P. et al. (2021) Multiphase field modeling of dendritic solidification of low-carbon steel with peritectic phase transition. *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*. https://doi.org/10.1007/s11663-021-02297-1
21. Suito, H., Ohta, H., Morioka, S. (2006) Refinement of solidification microstructure and austenite grain by fine inclusion particles. *ISIJ International*, 46, 6, 840–846.
22. Holovko, V.V., Stepanuk, S.M. (2022) Nanoscale modification of weld metal microstructure. *Global Journal of Science Frontier Research; 1 Interdisciplinary*, 22, 1, 10.

FEATURES OF THE INFLUENCE OF GRAIN BOUNDARIES DURING δ - γ -TRANSFORMATION ON THE FORMATION OF WELDS METAL STRUCTURE (Review)

V.V. Holovko

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

A review of the literary research results is presented, on the basis of which it is seen that the algorithm of modelling the structural composition of the metal, prediction of its mechanical properties should contain a description of reactions on the formation and development of dendritic structure. The models built on the description of reactions of γ - α -transformation do not provide the possibility for evaluation of the process of the structure formation as an integral complex – from the beginning of dendrites nucleation to the final composition of the microstructure. The results of the studies that have been performed in recent decades describing the impact of refractory compounds inoculation to melts of low-alloyed steels and, in particular, welding pool, on the development of nucleation processes, growth and decay of dendrites during metal crystallization. The abilities of the influence of inoculants on the primary structure formation are shown in order to improve the properties of welds metal. 22 Ref., 3 Fig.

Keywords: low-alloyed steel, welding pool, inoculation, dendrites, austenite, primary structure

Надійшла до редакції 08.09.2022

ПОВЕРНЕННЯ І РЕКРИСТАЛІЗАЦІЯ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ У ПРОЦЕСІ ТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

В.В. Дмитрик, І.В. Касьяненко, Ю.М. Латинін

НТУ «Харківський політехнічний інститут». 61002. м. Харків, вул. Кирпичова, 2. E-mail: igorkasyanenko@gmail.com

У металі зварних з'єднань з теплостійких перлітних сталей при їхній тривалій експлуатації за умов повзучості відбуваються процеси повернення і рекристалізації. Проходження цих процесів суттєво відрізняється від аналогічних процесів, які мають місце при штатному відпалі. При рекристалізації, що відбувається в металі зварних з'єднань, ліквідуються окремі границі між зернами, і утворені зерна набувають видовженої форми. В рекристалізованому металі спостерігається зменшення міцності приблизно на 10...15 і ударної в'язкості на 15...18 %. Встановлено, що повернення і рекристалізація як складові загального процесу перетворення вихідної структури металу зварних з'єднань у феритно-карбідну суміш, проходять при його пластичному деформуванні. В процесі рекристалізації змінюється розподіл дислокацій, який суттєво відрізняється на ділянках зони термічного впливу. Найбільший рівень деформації спостерігається на ділянці неповної рекристалізації зони термічного впливу зварних з'єднань. Вивчення особливостей процесів повернення і рекристалізації є доцільним для визначення надійності роботи і залишкового ресурсу зварних з'єднань, а також розробки нових теплостійких сталей, які будуть працювати при підвищених робочих параметрах – температурі й тиску. Бібліогр. 11, рис. 13.

Ключові слова: зварні з'єднання, теплостійкі сталі, повернення, рекристалізація, ресурс, умови повзучості, структурно-фазовий стан, механічні властивості

Вступ. У паросиловому обладнанні енергоблоків ТЕС, потужність яких становить 200...800 МВт, широко застосовують теплостійкі сталі перлітного класу 15X1M1Ф і 12X1MФ [1, 2]. Напрацювання наведеного обладнання переважно становить 280...300 тис. год. У металі обладнання, яке тривало працює за умов повзучості й малоциклової втоми, відбуваються структурно-фазові зміни, пов'язані з проходженням відповідних фізико-хімічних процесів [3–6]. Це і самодифузія легуючих елементів хрому, молібдену і ванадію, яка забезпечує формування сегрегаційних прошарків [6], утворення нових карбідів VC, проходження карбідних реакцій [7], переміщення дислокацій за механізмами ковзання і переповзання [6]. Дослідженню цих процесів присвячено роботи [8–10]. Водночас при збільшенні напрацювання зварних з'єднань понад 250 тис. год процеси, що проходять в металі зварних з'єднань, набувають нової специфіки і їхні особливості змінюються. Наприклад, при напрацюванні за умов повзучості понад 270 тис. год в металі зварних з'єднань відбуваються процеси повернення і рекристалізації, які раніше не досліджувались, однак суттєво впливають на їхню пошкоджуваність. Отже, дослідження цих процесів є винятково актуальним щодо уточнення надійності напрацювання зварних з'єднань і їхнього залишкового ресурсу. Наведені процеси відрізняються від аналогічних процесів штатного відпалу наступними особли-

востями. Процеси повернення і рекристалізації за умов штатного відпалу відбуваються при відповідно різних температурах. Їхнє проходження при штатному відпалі забезпечує усунення наклепу, що утворився в металі під впливом холодної пластичної деформації. Повернення та рекристалізація в металі зварних з'єднань за умов повзучості проходить при температурі 545...585 °C та тиску 20,0...25,5 МПа і сприяють зменшенню фазового наклепу, що утворився в теплостійких сталях за наявності в них легуючих елементів хрому, молібдену і ванадію. Відповідно повернення і рекристалізація в теплостійких сталях зумовлює зниження їхньої міцності й ударної в'язкості, що викликає зменшення як надійності роботи обладнання, так і терміну його експлуатації. У зв'язку з цим дослідження особливостей процесів повернення і рекристалізації, які проходять за умов повзучості в металі теплостійких сталей та більшою мірою в їхніх зварних з'єднаннях, є актуальною задачею. Наявність в металі зварних з'єднань структурної, хімічної й механічної неоднорідності обумовлює прискорене проходження у ньому наведених фізико-хімічних процесів порівняно з основним металом. Відповідно прискорюється і пошкоджуваність металу зварних з'єднань за механізмами утворення пор повзучості й тріщин втоми.

Метою даної роботи є дослідження особливостей процесів повернення і рекристалізації, які відбуваються в металі зварних з'єднань з тепло-

Дмитрик В.В. – <https://orcid.org/0000-0002-1085-3811>, Касьяненко І.В. – <https://orcid.org/0000-0003-1375-3522>,

Латинін Ю.М. – <https://orcid.org/0000-0003-4160-6001>

© В.В. Дмитрик, І.В. Касьяненко, Ю.М. Латинін, 2022

стійких сталей і тривалий час (понад 270 тис. год) працюють за умов повзучості.

Матеріали і методики. Структурно-фазовий стан, хімічний склад, наявність деформації, а також утворення пор повзучості й тріщин втоми в металі зварних з'єднань з теплостійких сталей досліджували з урахуванням нормативних положень [1, 2]. При вивченні використовували оптичну і електронну мікроскопію, рентгенографію, а також штатне обладнання для визначення хімічного складу і механічних властивостей. Дослідження виконували на зразках зварних з'єднань, вирізаних з діючих паропроводів, деформація яких становила 0,3...0,5 %, а також на зразках, виготовлених згідно з технічними положеннями нормативної документації. Використовували оптичну і електронну мікроскопію. Щільність дислокацій оцінювали з урахуванням усереднених даних загальної довжини проекції дислокаційних ліній, віднесених до одиниці площі мікрофотографії фольги.

Експериментальна частина і її обговорення. Зварні з'єднання з теплостійких сталей характеризуються наявністю певної вихідної структурної, хімічної й механічної неоднорідності, утворення якої забезпечується зварювальним нагріванням. Структура металу шва, ділянок зони термічного впливу (ЗТВ) та основного металу, який не підлягав зварювальному нагріванню, має певні відмінності. Відповідно структурні зміни в металі шва, в металі ділянок ЗТВ та в основному металі зварних з'єднань, які тривало працюють за умов повзучості, проходять з різною швидкістю. Вихідна структура, що відповідає вимогам нормативної документації, перетворюється в феритно-карбідну суміш. Структурно-фазові зміни сприяють збільшенню пошкоджуваності металу енергетичного обладнання (особливо паропроводів) [8] і більшою мірою їхніх зварних з'єднань. Відповідно зменшується ресурс їхнього напрацювання [4, 6–9].

Прояв процесів повернення і рекристалізації помітно активізується при напрацюванні зварних з'єднань понад 270 тис. год і підсилюється при їхньому подальшому напрацюванні. Повернення за умов повзучості як ефект, що передуює рекристалізації, характеризується зменшенням щільності дислокацій. Потім в процесі рекристалізації поступово ліквідуються окремі границі між зернами. Збільшення самих зерен відбувається шляхом ліквідації певних границь зерен, що їх розділяють. Форма зерен з відносно рівноосьовою набуває форми, близької до видовженої (рис. 1). Переважно ліквідуються границі між розташованими поруч зернами фериту, а також між контактуючими зернами трооститу.

Одночасно з ліквідацією границь зерен відбувається процес утворення їхньої однакової

кристалографічної орієнтації. Зменшується щільність дислокацій, яка значною мірою залежить від структурно-фазового стану металу зварних з'єднань і помітно відрізняється на ділянках ЗТВ, а також в металі шва і основному металі [10]. В бейніті й трооститі відпуску щільність дислокацій є більшою, ніж у фериті. Проте особливості знаходження дислокацій у наведених фазах потребують додаткового вивчення. Майже на 10...15 % знижується міцність і приблизно на 15...18 % зменшується ударна в'язкість [6] (рис. 2, 3).

Показники мікротвердості співставляли зі значеннями міцності для їхнього уточнення. При визначенні ударної в'язкості (рис. 3) V-образний надріз робили по ділянці сплавлення ЗТВ, розмір якої становив 0,10...0,15 мм, а також по ділянці

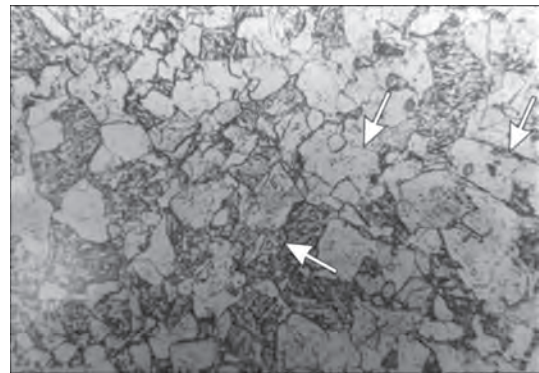


Рис. 1. Мікроструктура ($\times 260$) ділянки перегріву ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12X1MF. Стрілки вказують на границі зерен, які знаходяться в стадії усунення. Ресурс 290 тис. год

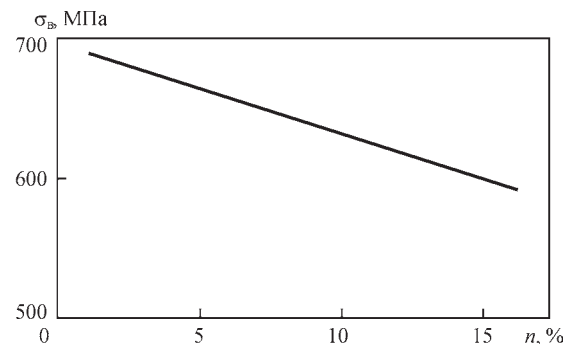


Рис. 2. Залежність границі міцності від вмісту феритно-карбідної суміші n в структурі ділянки перегріву ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12X1MF. Ресурс 280 тис. год

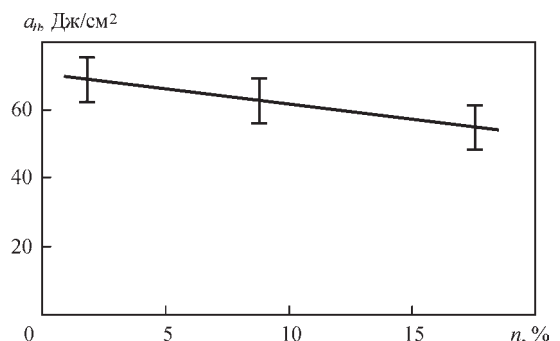


Рис. 3. Залежність ударної в'язкості a_n зварного з'єднання зі сталі 12X1MF від вмісту феритно-карбідної суміші n в структурах ділянок сплавлення і перегріву ЗТВ

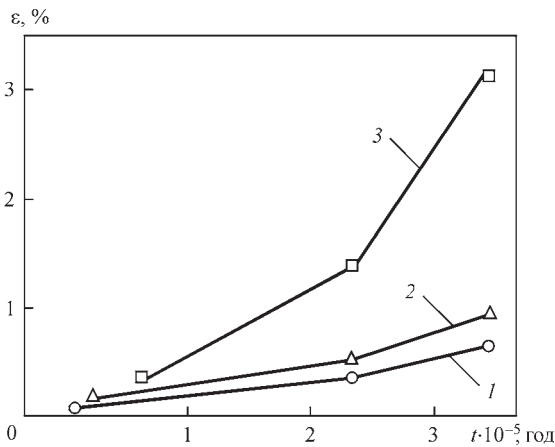


Рис. 4. Залежність деформації ϵ від терміну напрацювання t зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ: 1 – основний метал; 2 – метал шва; 3 – метал ділянки неповної перекристалізації ЗТВ перегріву. Саме на ділянці сплавлення найбільш інтенсивно за умов повзучості в металі зварних з'єднань проходять фізико-хімічні процеси і відбувається їхня пошкоджуваність.

Збільшення зерен як ефект рекристалізації за умов повзучості на відміну від зростання зерен при штатному відпалі відбувається за наявності їхньої пластичної деформації (рис. 4).

Деформацію на дослідних зразках визначали з урахуванням зміни форми зерен. Визначення деформації ділянок ЗТВ зварних з'єднань при загальній деформації паропроводів менше 1 % потребує окремого розгляду, оскільки включає як проковзування по границях зерен, так і відповідну зміну форми зерен.

Реалізація механізму повернення забезпечується дислокаційними процесами. Має місце релаксація невеликих груп дислокацій, а саме з 4...7 дислокацій одного знаку, розділених відстанню близько 15...20 нм (рис. 5).

У зернах α -фази (бейніт відпуску, ферит) виявили ділянки з різною щільністю дислокацій. Зміна орієнтування дислокацій становила близько 3...7°. Враховуючи положення в роботі [3] щодо перегрупування дислокацій, яке має помітну відмінність у структурі металу зварних з'єднань, можна виявити особливості їхнього перегрупування. Так, рух дислокацій та їхнє перегрупування активізуються при поверненні та підсилюється при ре-



Рис. 5. Розподіл дислокацій в металі ділянки неповної рекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ. $\epsilon = 4$ %, напрацювання 280 тис. год [6]

кристалізації. У процесі повернення через самодифузію хрому, молібдену і ванадію відбувається деформація окремих зерен α -фази, частково знімаються внутрішні напруження, що не супроводжується помітною пластичною деформацією самих зерен. Наведений процес немає суттєвого впливу на механічні властивості. Встановлено, що при проходженні процесу повернення мікротвердість металу зварних з'єднань помітно не змінюється. При поверненні збільшується ефект утворення, переміщення, злиття вакансій та спостерігається поява зародкових пор. Тому повернення слід розглядати як процес, що передуює процесу рекристалізації. Дані процеси проходять при однакових робочих параметрах: температурі 545...585 °C і тиску 20,0...25,5 МПа. Однак їхнє проходження залежить від напрацювання зварних з'єднань. Так, при напрацюванні зварних з'єднань близько 250...260 тис. год в їхньому металі переважно проходять процеси повернення, а при подальшому напрацюванні – процеси рекристалізації, які характеризуються ліквідацією окремих границь між контактуючими зернами α -фази (див. рис. 1).

Процеси повернення і рекристалізації в структурі зварних з'єднань паропроводів мають свої відмінні особливості, які залежать від структурно-фазового стану з'єднань. Структура кожної ділянки ЗТВ, а також металу шва та основного металу суттєво відрізняється. Відповідно відрізняється і прояв проходження процесів повернення і рекристалізації, а також рівень пластичної деформації ділянок ЗТВ, металу шва та основного металу.

Розміри ділянок ЗТВ, структура кожної з яких є однотипною, відносно малі. Загальна ширина ділянок становить приблизно 6...8 мм. Наявність малих розмірів ділянок ускладнює виявлення на кожній з них виділення вихідної енергії при поверненні та рекристалізації. У зв'язку з цим доцільно особливості процесів повернення і рекристалізації металу зварних з'єднань розглядати металографічними методами, як структурно-фазові ефекти, з відповідним урахуванням деформації. Крім того, слід розглядати окремо кожну ділянку ЗТВ, металу шва і основного металу зварних з'єднань, за допомогою рівняння

$$X_n = 1 - \exp(-B_n T^k),$$

де X_n – зменшення щільності дислокацій в обсязі зерен α -фази (X_1 – ферит, X_2 – бейніт відпуску); T – температура, 545...585 °C; B_n – константа, що враховує структурні зміни фериту B_1 (0,8), бейніту B_2 (0,9); k_n – постійна, що враховує роботу зварних з'єднань в маневровому режимі та вплив температурної дії на структурні зміни фериту k_1 (0,15), бейніту k_2 (0,21).

При визначенні щільності дислокацій, що утворилася після напрацювання, враховували її

вихідну щільність. Константу, пов'язану зі структурними змінами, визначали за наявності у структурі феритно-карбідної суміші як бракувальної складової. Постійну, що враховує вплив температурної дії на структурно-фазовий стан при маневровому режимі, визначали з урахуванням терміну роботи при температурі 545...585 °С, а також при наявності перегрівів (аварійний викид пари).

Структурні зміни в металі зварних з'єднань паропроводів, при їхній тривалій роботі за умов повзучості призводять до перетворення їхньої вихідної структури в феритно-карбідну суміш (рис. 6, 7). Процеси повернення і рекристалізації сприяють перетворенню вихідної структури у феритно-карбідну суміш, тому доцільно визначити відсотковий вміст у структурі зварних з'єднань утвореної феритно-карбідної суміші, яку можна вважати бракувальною. Наявність такої суміші сприяє прискоренню пошкоджуваності зварних з'єднань та зниженню ресурсу їхнього напрацювання.

За умов маневреної роботи енергоблоків напруження p і температура T змінюються. Саме ці параметри, а також збільшення терміну напрацювання зварних з'єднань зумовлюють утворення в структурі їхнього металу бракувальної феритно-

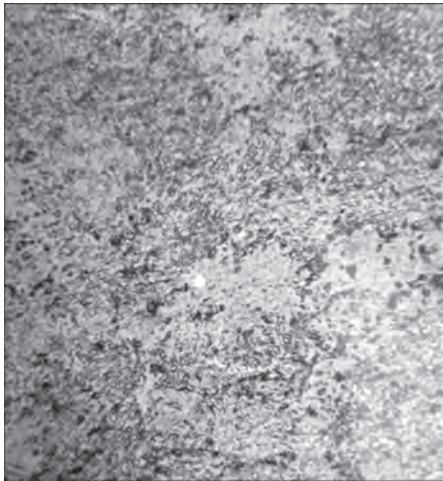


Рис. 6. Мікроструктура ($\times 360$) ділянки неповної рекристалізації зварного з'єднання зі сталі 12X1MΦ. Ресурс 280 тис. год

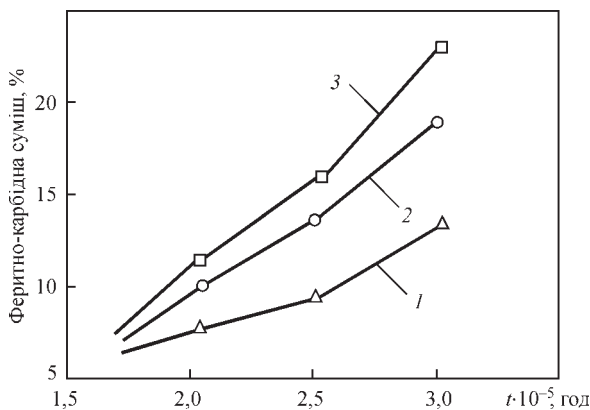


Рис. 7. Перетворення вихідної структури зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Φ у феритно-карбідну суміш від терміну напрацювання t : 1 – метал шва; 2 – ділянка перегріву ЗТВ; 3 – ділянка неповної рекристалізації. Ресурс 270 тис. год

карбідної суміші. Утворена суміш n є функцією напруження p , температури T і часу t

$$n = f(p, T, t).$$

Кількість утвореної феритно-карбідної суміші при відповідній зміні напруження p до $p \pm dp$, температури $T \pm dT$ і часу напрацювання зварних з'єднань $t + dt$ складе

$$dn = \left(\frac{\partial n}{\partial p} \right) dp + \left(\frac{\partial n}{\partial T} \right) dT + \left(\frac{\partial n}{\partial t} \right) dt.$$

Наведене рівняння показує послідовність збільшення кількості феритно-карбідної суміші в структурі зварних з'єднань, що наводиться як повний диференціал dn , який дорівнює сумі трьох змінних параметрів.

Найбільш інтенсивно структурно-фазові перетворення при напрацюванні зварних з'єднань паропроводів понад 280 тис. год проходять: на ділянці сплавлення ЗТВ, яка при зварюванні нагрівається в інтервалі температур $T_L - T_S$; на ділянці перегріву, де зварювальне нагрівання становить $T_S = 1150$ °С (приблизно); на ділянці неповної рекристалізації, що нагрівається при зварюванні в інтервалі температур $A_{c1} - A_{c3}$. Встановлено, що структурно-фазові зміни, які забезпечують наявність 30...40 % феритно-карбідної суміші як бракувальної структури металу зварних з'єднань [1, 2], характеризуються зниженням мікротвердості (рис. 8), що узгоджується зі зменшенням ударної в'язкості й міцності.

Усунення окремих границь між зернами відбувається при одночасному переміщенні дислокацій за механізмами ковзання і переповзання. При усуненні границь в утвореному зерні спостерігається поступове набуття однакової кристалографічної будови. При деформації металу зварних з'єднань 3...5 % (ділянки перегріву та неповної рекристалізації ЗТВ) спостерігали в зернах α -фази збільшення нерівномірного розподілу дислокацій (рис. 9).

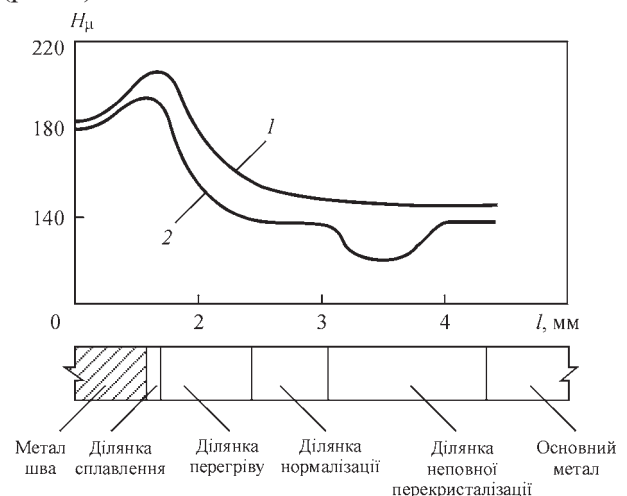


Рис. 8. Мікротвердість зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Φ: 1 – вихідна мікротвердість, дослідний зразок; 2 – мікротвердість зварного з'єднання паропроводу (ТЕС м. Зміїв, напрацювання 280 тис. год)

Нерівномірність розподілу дислокацій переважно більш характерна для зерен бейніту відпуску, ніж для зерен фериту. Ділянки з малою щільністю дислокацій в зернах фериту розташовані поруч з ділянками, де щільність накопичення дислокацій



Рис. 9. Тонка структура ділянки неповної рекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ. Зерно бейніту відпуску позначене стрілкою. Ресурс 280 тис. год

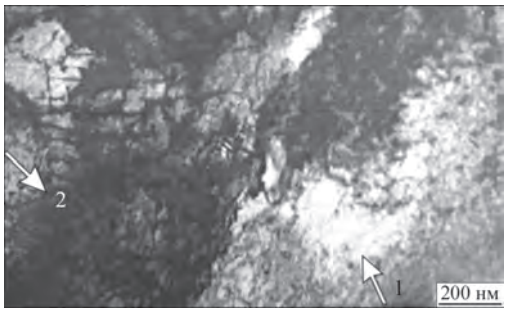


Рис. 10. Розподіл дислокацій у зернах фериту (стрілка 1) та бейніту відпуску (стрілка 2). Ділянка перегріву ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ. Ресурс 280 тис. год



Рис. 11. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ. Ділянка зерна α -фази із зменшеною щільністю дислокацій відзначена стрілкою. Ресурс 280 тис. год

є значно більшою (рис. 9). На межах зерен відзначається наявність дислокаційних петель.

Оцінку щільності дислокацій проводили шляхом вимірювання загальної довжини проекції дислокаційних ліній на одиницю площі мікрофотографії фольги. Враховували вплив систематичних помилок, які зумовлені наявністю незакріплених дислокацій, фрагментів дислокаційних петель та дислокацій з невизначеною орієнтацією. Стосовно структури досліджуваних зварних з'єднань, то похибка не перевищувала 17...20 %. Виявлено, що щільність дислокацій у зернах бейніту відпуску і фериту є різною (рис. 10). Окремі ділянки зерен α -фази характеризуються суттєво зменшеною щільністю дислокацій (рис. 11) [10]. Зі збільшенням напрацювання зварних з'єднань понад 280 тис. год щільність дислокацій помітно зменшується (рис. 12).

Повернення і рекристалізація в структурі металу зварних з'єднань зумовлює усунення фазового наклепу. Зменшується внутрішня енергія зерен, що підтверджується видаленням дислокаційних петель (рис. 13). Зняття наклепу сприяє самодифузії елементів хрому, молібдену і ванадію, що призводить до утворення сегрегацій та нових карбідів [6] і сприяє підвищенню деформаційної здатності металу зварних з'єднань.

Ф.А. Хромченко встановив [5], що деформація металу ЗТВ зварних з'єднань, що тривало працюють за умов повзучості, може сягати 5...7 %. Виявлено [6], що деформація окремих ділянок ЗТВ є різною. Наприклад, ділянки неповної перекристалізації – 3, перегріву – 2, металу шва – 0,6, а основного металу – 0,3 %. Відповідно і рівень рекристалізації металу шва, основного металу та металу ділянок ЗТВ є різним і залежить від його деформації (див. рис. 4). Проте деформація ділянок ЗТВ має свої особливості, що потребує окремого розгляду.

У цілому процеси повернення і рекристалізації в металі зварних з'єднань з теплостійких сталей, тривало працюючих за умов повзучості й малоциклової втоми, слід розглядати як складові фізико-хімічних процесів, що відбуваються в металі. Доцільно при розробці нових теплостійких сталей [11]

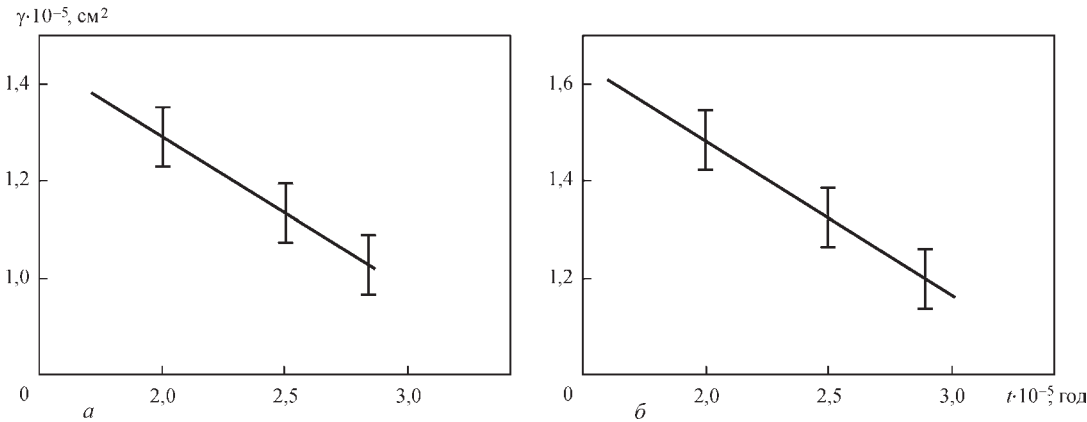


Рис. 12. Зміна щільності дислокацій γ від терміну напрацювання t в зернах фериту (а) і бейніту (б) ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 15Х1М1Ф

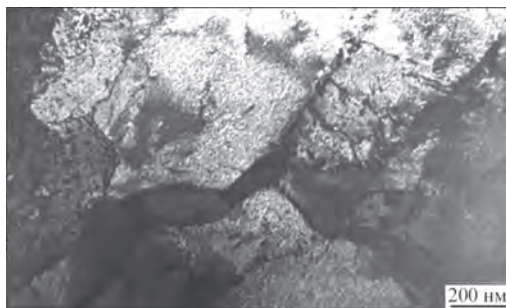


Рис. 13. Мікроструктура основного металу зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ. Ресурс 280 тис. год

враховувати особливості проходження таких процесів і, зокрема, процесів повернення і рекристалізації.

Висновки

1. Досліджено особливості процесів повернення і рекристалізації в металі зварних з'єднань паропроводів, які тривало працюють за умов повзучості. Виявлено зв'язок наведених процесів з перетворенням вихідної структури зварних з'єднань у феритно-карбідну суміш, а також із пластичною деформацією їхнього металу.

2. Встановлено, що швидкість проходження процесів повернення і рекристалізації залежить від вихідної структури зварних з'єднань і пов'язана з утворенням феритно-карбідної суміші.

3. В процесі рекристалізації в структурі зварних з'єднань усуваються окремі границі між зернами, утворюються видовжені зерна, збільшені за розмірами, а самі зерна набувають однакової кристалографічної орієнтації.

Список літератури

1. ГКД 34.17.401–95. Контроль та продовження строку служби металу устаткування теплових електростанцій. Типова інструкція. Ч. 1. Котли, турбіни та трубопроводи з тиском 9 МПа і вище.
2. ДНАОП 0.00–1.11–98. Правила будови і безпечної експлуатації трубопроводів пари та гарячої води.
3. Инденбаум Г.В., Розенберг В.Ю. (1986) Возврат и рекристаллизация металлов. Пер. с англ. Москва, Металлургия.
4. Дмитрик В.В., Касьяненко И.В., Латинин Ю.М. (2021) Структурный стан и повреждаемость металла зварных з'єднань паропроводів. *Автоматичне зварювання*, 9, 1–5.

5. Хромченко Ф.А. (2002). Ресурс сварных соединений паропроводов. Москва, Машиностроение.
6. Глушко А.В., Дмитрик В.В., Сыренко Т.А. (2018) Ползучесть сварных соединений паропроводов. *Металлофизика. Новейшие технологии*, 40, 5, 683–700.
7. Дмитрик В.В., Царюк А.К., Коньк А.И. (2008) Карбидные фазы и повреждаемость сварных соединений паропроводов в условиях ползучести. *Автоматическая сварка*, 3, 39–43.
8. Израилев Ю.Л., Хромченко Ф.А. (ред.) (2002) Живучесть паропроводов стареющих тепловых электростанций. Москва, ТОРУС-ПРЕСС.
9. Кречковська Г.В., Студент О.З., Свірська Л.М. (2017) Нерівномірність розподілу карбідів в структурі експлуатованої сталі 12Х1МФ з різних зон пароперепускного гину головного парогону ТЕС. *Наукові нотатки*, 59, 154–158.
10. Дмитрик В.В., Глушко А.В., Сиренко Т.О. (2017) Структурні зміни в металі зварних з'єднань паропроводів після тривалої експлуатації. *Автоматичне зварювання*, 7, 19–23.
11. Скульский В.Ю., Царюк А.К. (2004). Новые теплоустойчивые стали для изготовления сварных узлов тепловых энергоблоков (обзор). *Автоматическая сварка*, 4, 35–40.

References

1. GKD 34.17.401–95. Inspection and extension of service life of metal of thermal power plant equipment. Standard instruction. Pt. 1. Boilers, turbines and pipelines with pressure of 9 MPa and higher [in Ukrainian].
2. DNAOP 0.00–1.11–98. Rules of construction and safe operation of steam and hot water lines [in Ukrainian].
3. Indenbaum, G.V., Rozenberg, V.Yu. (1986) Recovery and recrystallization of metals. Moscow, Metallurgiya
4. Dmytryk, V.V., Kasyanenko, I.V., Latynin, Yu.M. (2021) Structural state and damageability of welded joint metal of steam pipelines. *The Paton Welding J.*, 9, 1–5 (немає в цьому році і в цьому номері)
5. Khromchenko, F.A. (2002) Life of welded joints of steam pipelines. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
6. Glushko, A.V., Dmitrik, V.V., Syrenko, T.A. (2018) Creep of welded joints of steam pipelines. *Metallrofizika. Novejshie Tekhnologii*, 40(5), 683–700 [in Russian].
7. Dmitrik, V.V., Tsaryuk, A.K., Konyk, A.I. (2008) Carbide phases and damageability of welded joints of steam pipelines under creep conditions. *The Paton Welding J.*, 3, 28–32.
8. (2002) Viability of steam pipelines of aging thermal power plants. Eds by Yu.L. Izrailev, F.A. Khromchenko, Moscow, TORUS-PRESS [in Russian].
9. Krechkovska, G.V., Student, O.Z., Svirskaya, L.M. (2017) Heterogeneous distribution of carbides in structure of used steel 12Kh1MF from different zones of steam bypass line of main TPP pipelines. *Naukovi Notatky*, 59, 154–158 [in Ukrainian].
10. Dmitrik, V.V., Glushko, A.V., Sirenko, T.O. (2017) Structural changes in metal of welded joints of steam pipelines. *The Paton Welding J.*, 7, 15–18.
11. Skulsky V.Yu., Tsaryuk, A.K. (2004) New heat-resistant steels for manufacture of weldments on heat power units (Review). *The Paton Welding J.*, 4, 32–37.

RECOVERY AND RECRYSTALLIZATION OF METAL OF STEAM LINE WELDED JOINTS DURING LONG-TERM SERVICE

V.V. Dmytryk, I.V. Kasyanenko, Yu.M. Latynin

NTU «Kharkiv Polytechnic Institute». 2 Kyrpychova Str., 61002, Kharkiv, Ukraine. E-mail: igorkasyanenko@gmail.com

The processes of recovery and recrystallization occur in the metal of welded joints of heat-resistant pearlitic steels at their long-term operation. The running of these processes is very different from similar processes taking place at normal annealing. At recrystallization proceeding in the welded joint metal, some intergranular boundaries disappear, and the formed grains take an elongated shape. A decrease of strength by approximately 10...15 and of impact toughness by 15...18 % is observed in the recrystallized metal. It is found that recovery and recrystallization as components of the overall process of transformation of the initial structure of welded joint metal into a ferrite-carbide mixture proceed at its plastic deformation. The distribution of vacancies changes during recrystallization, differing essentially in the HAZ subzones. The highest deformation level is observed in the incomplete recrystallization subzone of the HAZ. Studying the features of recovery and recrystallization processes is relevant for determination of the reliability of operation and life of welded joints, as well as development of new heat-resistant steels, which will operate at higher working parameters – temperature and time. 11 Ref., 13 Fig.

Keywords: welded joints, heat-resistant steels, recovery, recrystallization, life, creep conditions, structural phase state, mechanical properties

Надійшла до редакції 24.06.2022

ПРОБЛЕМИ ТА ПЕРСПЕКТИВИ ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ АЕРОКОСМІЧНОЇ ТЕХНІКИ (Огляд)

М.В. Соколовський

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

У даній роботі з метою визначення актуальних напрямків дослідження різних наукових складових процесу селективного лазерного плавлення (SLM), а також технологічних заходів, які впливають на кінцеву структуру, механічні та експлуатаційні характеристики виготовленої деталі, було проведено літературний огляд матеріалів, присвячених різним напрямкам дослідження технології SLM. Напрямами наукових робіт, розглянутих у даному огляді, були: дослідження та поглиблення знань щодо впливу енергетичної складової процесу SLM; можливості модифікації процесу SLM шляхом контролю величини розфокусування лазера; вивчення режимів та методів SLM-обробки, а також кінцевої мікроструктури зразків; вивчення корозійної стійкості виробів, виготовлених за допомогою SLM. На підставі результатів літературного аналізу показано проблеми та перспективи вивчення процесів SLM для матеріалів аерокосмічної індустрії, аргументовано необхідність створення систематизованого комплексного підходу до вивчення складових процесу SLM, а також поглиблення знань щодо технологічних можливостей його використання. Бібліогр. 46, рис. 6.

Ключові слова: селективне лазерне плавлення (SLM), адитивне виробництво, порошкова металургія, контроль розміру фокусної плями, стратегія сканування, метали аерокосмічної індустрії.

Вступ. Селективне лазерне плавлення (Selective Laser Melting, SLM) – одна з сучасних технологій адитивного виробництва, що використовується для виготовлення складних за формою і структурою виробів з металевих порошків. Цей процес полягає в послідовному пошаровому розплавленні порошкового матеріалу за допомогою потужного лазерного випромінювання. За допомогою селективного лазерного плавлення можна створити унікальні вироби зі складним профілем без використання механічної обробки і складного дорогого оснащення, зокрема, завдяки можливості управляти фізико-механічними властивостями виробів.

SLM-технології мають можливість вирішувати складні завдання авіакосмічної, енергетичної, нафтогазової та інших галузей машинобудування, а також у металообробці, медицині і ювелірній справі. Однак, незважаючи на численні переваги, основним недоліком SLM порівняно з методами виробництва різних деталей та конструкцій, заснованих на процесі осадження, є порівняно низька продуктивність даної технології. Збільшення діаметра лазерного променя покращує швидкість нарощування SLM, але призводить до втрати точності. При цьому необхідно розуміти, що для отримання повністю щільної деталі без дефектів (пор та інших концентраторів напружень) необхідно повністю розплавити частинки металевого порошку. В такому випадку доцільно використовувати достатньо велику потужність лазера. Однак необхідно зазначити, що при виборі надлишкової

потужності процес може перейти у менш стабільний вид, що спричиняє появу таких дефектів, як «ефект кульки» та надлишкова місцева концентрація внутрішніх напружень, що може спричинити деформацію деталі або виникнення внутрішніх мікротріщин [1, 2].

Через ці та інші питання [3–5] постає проблема дослідження складових SLM-процесу. Для цього було оглянуто ряд робіт, пов'язаних з SLM-обробкою одних з найбільш часто використовуваних матеріалів у авіакосмічній індустрії – сталі AISI 316L, а також сплавів Inconel 625 та 718. Всі ці матеріали широко використовуються у аерокосмічній галузі через свою корозійну стійкість та високі робочі температури.

Метою цієї роботи є визначення актуальних напрямків дослідження різних наукових складових процесу SLM, а також технологічних заходів, які впливають на кінцеву структуру виготовленої деталі та на її механічні та експлуатаційні характеристики.

Аналіз різних напрямків вивчення складових процесів SLM. Питання вивчення процесу селективного лазерного плавлення комплексне, вимагає огляду різних факторів, які б враховували всі механічні та фізичні властивості вироблених конструкцій та деталей. В результаті інформаційно-аналітичних досліджень було встановлено, що для вирішення даного комплексу питань застосовуються різні методи, які концентруються на оптимізації однієї чи двох характеристик, що впливають на протікання процесу аналізу різних шляхів вивчення складових процесу SLM. Розглянуті в цьому дослідженні наукові праці зосере-

джуються на оптимізації процесу SLM наступними шляхами:

- дослідження та поглиблення знань щодо впливу енергетичної складової процесу SLM на його результат;
- можливості модифікації процесу SLM шляхом контролю величини розфокусування лазера;
- вивчення режимів та методів SLM-обробки, а також кінцевої мікроструктури зразків. Вивчення корозійної стійкості виробів, виготовлених за допомогою SLM.

Дослідження енергетичної складової процесу SLM. Попередні дослідження [1–6] енергетичної складової процесу SLM показали, що потужність лазера та щільність енергії є важливими факторами, що впливають на якість деталей, виготовлених за допомогою даної технології. Для дослідження параметрів процесу цінними були б методи, розроблені в роботах [3–5] з ортогональним проектуванням масиву та аналізом розмірів зони термічного впливу (ЗТВ). Тим часом, з використанням нормалізованої карти обробки, розробленої у роботі Thomas [6], яка виводить на передній план використання безрозмірних параметрів енергетичної складової процесу для розрахунків, можна зробити висновок, що нормована потужність лазера q^* є найбільш значущим фактором, що впливає на велике число змінних процесу. Ця ж модель підкреслює важливість величини нормованої еквівалентної щільності енергії (E_0^*) як ключового параметру, що впливає на властивості виготовлених деталей [6–11].

У дослідженні Jiang [12] для планування експерименту прийнято нормалізовану безрозмірну технологічну карту процесу SLM, ефективність застосування якої було продемонстровано роботами [2, 7, 9, 10]. В цій роботі було вивчено вплив нормованої еквівалентної щільності потужності E_0^* та безрозмірної потужності лазера q^* на процес SLM для дослідження утворюваних дефектів, форми басейну розплаву, а також первинної міждендритної відстані для мікроструктури деталей, створених зі сталі 316L методом SLM.

Безрозмірна потужність лазера q^* визначається за даним рівнянням:

$$q^* = Aq/[R\lambda(T_m - T_0)], \quad (1)$$

де A – коефіцієнт поглинання поверхні; q – потужність лазера (Вт); R – радіус лазерного променя (м); λ – теплопровідність ($\text{Вт}\cdot\text{м}^{-1}\text{K}^{-1}$); T_m – температура плавлення (К); T_0 – температура плавлення початкового (або порошкового) матеріалу (К).

Еквівалентна щільність потужності E_0^* можна представити таким рівнянням (2):

$$E_0^* = q^*/(v^*l^*h^*) = [Aq/2\sqrt{v}lh] [1/pC_p(T_m - T_0)], \quad (2)$$

де q^* – безрозмірна потужність лазера (1); v^* – безрозмірна швидкість лазерного сканування;

l^* – безрозмірна висота наплавленого шару; h^* – безрозмірна відстань між вісями проходів сканування (3):

$$v^* = vR/a, l^* = 2l/R, h^* = h/R, \quad (3)$$

тут v – швидкість лазерного сканування (м/с); α – коефіцієнт теплопровідності при точці плавлення ($\text{м}^2\cdot\text{с}^{-1}$); l, h – відповідно товщина шару (мкм) і відстань між вісями проходів сканування (мкм).

Отримана під час експерименту дендритна мікроструктура, за допомогою розрахунків за цією моделлю, відображає комбінований вплив параметрів процесу та особливостей фазового складу матеріалу на його кінцевий стан в зоні термічного впливу. В результаті дослідження було виявлено, що низькі значення параметру E_0^* можуть призвести до збільшення величини швидкості охолодження, результатом якої є структура з меншим міждендритним інтервалом. В роботі було експериментально виведено, що при виготовленні деталі, яка повинна витримувати значні навантаження на розтяг, параметри процесу слід обирати так, щоб забезпечити відносно низькі значення параметру E_0^* . В роботах [1, 11] було доведено, що форма ванни розплаву, а також розмір зони термічного впливу контролюються величиною потужності лазера. Досліджений у роботі Sun та ін. [1] зразок мав вузьку, глибоку форму ванни розплаву, демонструючи кращі механічні властивості відносно зразку з широкою та неглибокою формою ванни розплаву. Вузька глибока ванна розплаву створюється при поєднанні високого значення безрозмірного параметру потужності лазера q^* та достатнього значення величини нормованої еквівалентної щільності потужності E_0^* . Однак наукова праця Ma та ін. [11] виявила, що таке поєднання збільшує нестабільність ванни розплаву, викликаючи дефекти явища «keyhole». При цьому підкреслюється, що для кожного технічного завдання існують свої оптимальні величини параметрів q^* та E_0^* . При цьому результати роботи [12] підкреслюють, що при використанні технології SLM без подальшої термічної обробки, призначеної для зняття залишкових напружень, високі комплексні характеристики міцності і пластичності виготовленої деталі можуть бути досягнуті при використанні відносно низького значення параметра E_0^* . Вплив параметрів процесу на мікроструктуру нержавіючої сталі 316L був також досліджений у роботі Kurzynowski та ін. [13]. Однак, дійшовши до схожих висновків, він зазначив, що процес SLM є дуже локалізованим і швидкоплинним, що ускладнювало отримання більш глибокого розуміння механізму формування різних морфологій матеріалу, а також мікроструктур поверхонь виготовлених деталей. Поки що цій проблемі було присвячено лише декілька досліджень,

більшість з яких вивчала результати експериментів за допомогою місцевої рентгенівської візуалізації [13, 14].

Альтернативним методом вивчення структур деталей, виготовлених за допомогою процесу SLM, є обчислювальне моделювання та прогнозне моделювання. Даний метод знаходить все більше і більше розповсюдження в сучасних дослідженнях в цій тематиці. Так, у роботі Tang та ін. [15] було показано розроблену тривимірну модель для імітації утворення слідів розплаву нержавіючої сталі 316L під час процесу SLM, де було доведено, що саме поверхневий натяг і тиск віддачі були двома ключовими факторами у створенні макроструктури однопрохідного наплавленого зразка як сферичних, так і неправильних форм.

У роботі [16] було вивчено особливості поверхні зразків Inconel 718, виготовлених за допомогою SLM при різних потужностях лазера та швидкостях сканування, корелюючи комбінації цих величин з відомими принципами поведінки розплавленого порошку. Для дослідження морфології поверхні та мікроструктури затвердіння сплаву Inconel 718 за допомогою мезомасштабної тривимірної моделі висотної функції решітки Больцмана (HF-LBM) [17, 18] використовувались як експериментальні, так і модельні підходи. Було виявлено, що саме поверхневий натяг, а не тиск віддачі, як вважалось раніше [18], втягували розплавлений порошок у ванну розплаву під час процесу SLM. Що стосується низького рівня введення енергії, то розплав порошку зливається разом з нерозплавленими частинками перед потраплянням в ванну розплаву, що було визначено як основну причину утворення поверхневих флуктуацій у ванні розплаву і подальше утворення закритих поверхневих пор. Deng та ін. [19] зазначили, що коли вхідна енергія лазера перевищить межу, у басейні розплаву відбудеться «феномен кульки».

Kempen у своїй дисертації [20] прийшов до висновку, що першим кроком до розширення можливостей процесу SLM є уточнення траєкторії сканування однолінійних доріжок з різними комбінаціями потужності лазера та швидкості сканування для заданого діаметра лазерного пучка та товщини шару. Після цього він привів необхідність проведення аналізу структури у ванні розплаву, щоб вибрати оптимальну серію параметрів для подальшої побудови 3D-моделі створюваної деталі. Наступний крок в основному включає визначення оптимальної стратегії сканування та інтервалу штрихування, тобто відстані між сусідніми доріжками. Так, наприклад, роботи Wang та ін. [21], а також Yadroitsev та ін. [22] дослідили кореляцію введення тепла та отриманої після однорядкового сканування морфології матеріалу. А саме: в

цих роботах було проведено дослідження впливу лінійної густини енергії Θ – співвідношення між потужністю лазера P та швидкістю сканування v на кінцеву структуру деталі, виготовленої за допомогою технології SLM. Ці роботи загалом підтверджують теорії, наведені в роботах [14, 16, 20], але ставлять під питання використання експериментальних однопрохідних зразків через те, що в практичному виробництві деталей передбачається багатопрохідна методика.

Можливості модифікації процесу SLM шляхом контролю величини розфокусування лазера. У своєму дослідженні Promorpatum та ін. [23] вказав, що використання високої потужності лазера та малого діаметра променя не призводить до стабільного перебігу процесу SLM, оскільки концентрація великої кількості енергії в невеликій точці може спричинити випаровування оброблюваного матеріалу та утворення «keyhole». Після експериментальних випробувань він дійшов до висновку, що при постійній швидкості сканування збільшення розміру лазерної плями дозволяє використовувати високопотужні лазери без перегріву оброблюваного матеріалу, однак ускладнює втримання заданого рівня точності і шорсткості поверхні.

Цій проблемі можна запобігти, використовуючи стратегію «корпус-ядро», що передбачає набір високопродуктивних робочих параметрів для серцевини деталі та високоточних робочих режимів для поверхневих шарів виготовлюваної деталі [24]. Ця методика поєднує високу швидкість, геометричну точність і низьку шорсткість поверхні. Набір основних параметрів робочих режимів в такому випадку зазвичай включає збільшення величини розфокусування, що призводить до збільшення розміру ванни розплаву та більшої товщини оброблюваного шару. При цьому вказується на необхідність дотримання мінімальної необхідної потужності для проведення операції процесу SLM.

У роботі [25] було проаналізовано морфологію ванни розплаву з урахуванням параметрів процесів SLM, включаючи потужність лазера, швидкість сканування та відстань розфокусування. Для того, щоб встановити зв'язок між морфологією ванни розплаву з надходженням тепла, було розглянуто об'ємну щільність енергії, нормалізовану ентальпію та аналітичний підхід з використанням рівняння Розенталя. Це рівняння було отримано для класичних методів зварювання плавленням, однак через близькість цих процесів до тих, що відбуваються під час SLM, Metelkova та ін. [25] вирішили використати розрахункові параметри, отримані за допомогою використання даного розрахункового рівняння з його умовностями для розрахунку процесів SLM. Під час роботи було

підкреслено придатність використання нормалізованої ентальпії як проектного параметра для прогнозування глибини ванни розплаву, а також доведено можливість використання рівняння Розенталя для прогнозування її ширини. Це дослідження показує, що реалізація правильної величини розфокусування може призвести до істотного збільшення потенційної продуктивності лазерної установки. Однак при цьому можна помітити, що ріст продуктивності досягається за рахунок часткового збільшення шорсткості (рис. 1).

Для оцінки впливу величини розфокусування на ширину, висоту та глибину зони розплаву, шорсткість поверхні, її щільність, міцність на розтяг деталей, SLM у роботі [26] було проведено оцінку

впливу негативних ($-0,5$ мм, $-0,3$ мм) та позитивних ($0,3$ мм, $0,5$ мм) величин відстані розфокусування при виготовленні деталей за допомогою SLM (рис. 2).

З результатів роботи [27] можна побачити, що відстань розфокусування має великий вплив на якість поверхні. Використання негативних відстаней розфокусування створює режим плавлення у Inconel 625, у якому ванна розплаву має невелику глибину і сферичну форму. І навпаки, використання позитивних відстаней генерує режим плавлення “keyhole”, при якому глибина ванни розплаву перевищує половину його ширини.

Однак, McLouth та ін. [28] зазначив у результатах свого дослідження, що незважаючи на схо-

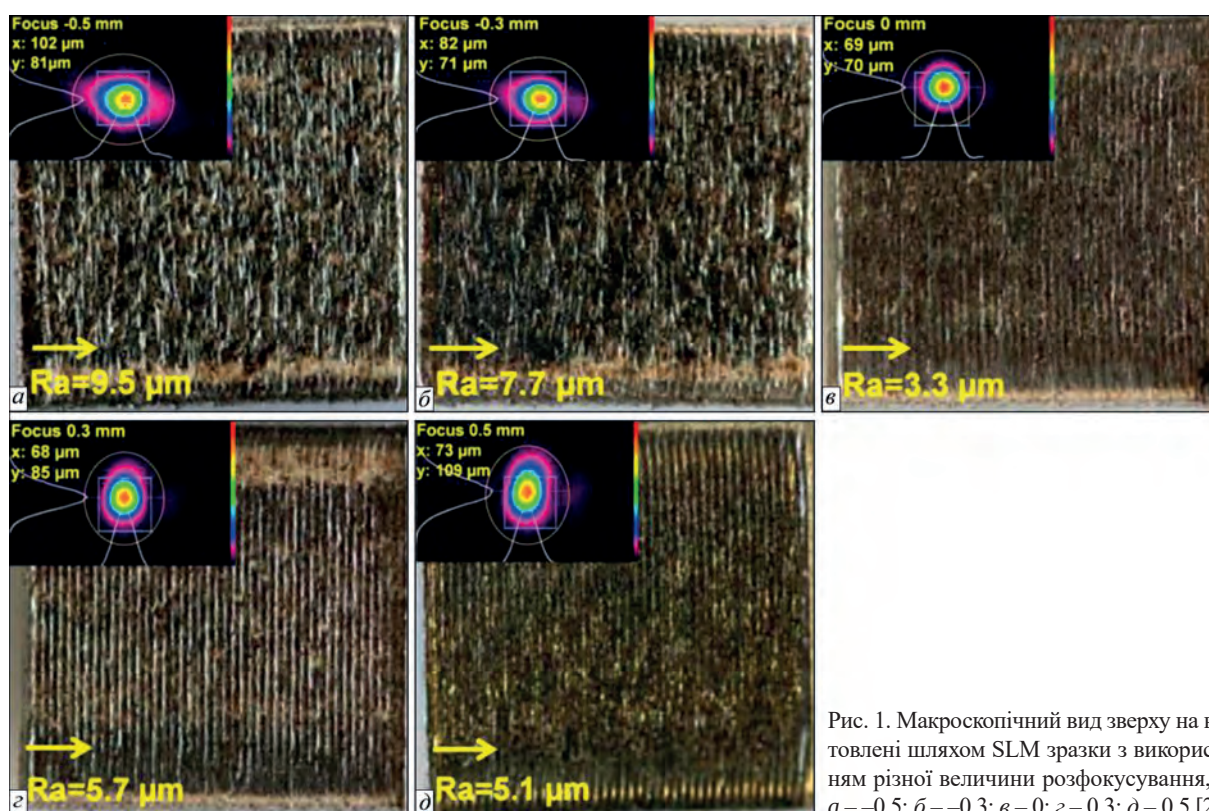


Рис. 1. Макроскопічний вид зверху на виготовлені шляхом SLM зразки з використанням різної величини розфокусування, мм: а – $-0,5$; б – $-0,3$; в – 0 ; г – $0,3$; д – $0,5$ [25]

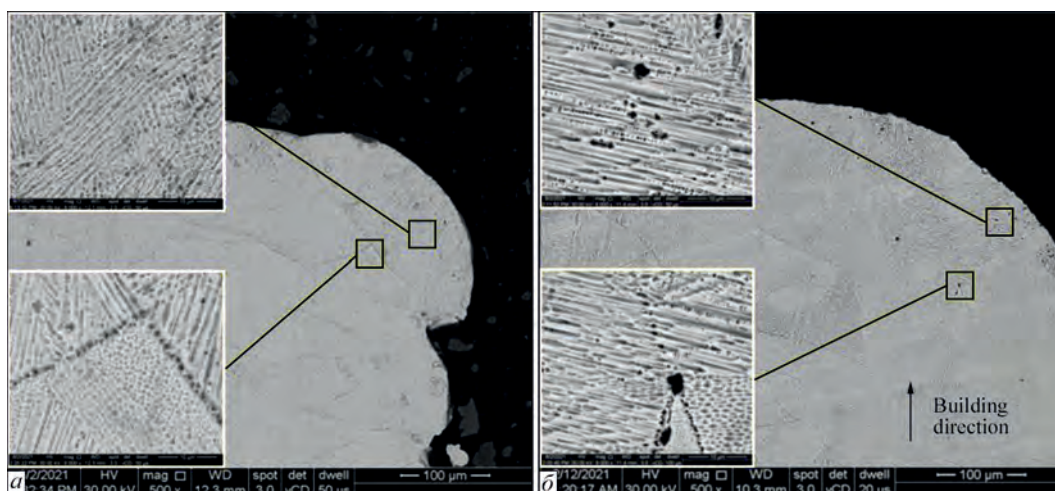


Рис. 2. Пористість при негативній (а) та позитивній (б) відстані розфокусування [27]

жість між різними процесами адитивного виробництва, вплив величини розфокусування на пористість і мікроструктуру не можна узагальнити серед процесів, навіть для одного типу сплавів, оскільки на цю величину впливає велика кількість параметрів.

Вивчення режимів та методів SLM-обробки, а також кінцевої мікроструктури зразків. Вивчення корозійної стійкості виробів, виготовлених за допомогою SLM. В поглибленні знань щодо SLM значну увагу привертає вивчення факторів, що впливають на корозійну стійкість матеріалів. Стійкість термічно обробленого зразка зі сталі 316L, де температура в ванні розплаву досягла докритичної величини в 950 °C була кращою, ніж у зразка, де температура досягла 1100 °C [27]. Інша робота [29] показала, що залишкові стискаючі напруження, викликані процесами SLM, можуть покращити ріст пасивної плівки та зменшити рушійну силу репасивації, що призведе до незначного покращення стійкості нержавіючої сталі 316L до точкової корозії. Пори, знайдені у зразках, виготовлених за допомогою SLM, у порівнянні зі зразками, виготовленими традиційними технологічними методами, були описані як такі, що сприяють утворенню тріщин і пітингу, що, вірогідно, утворився у надзвичайно агресив-

них розчинах [30]. Інші дефекти, що утворюються під час процесу SLM, а саме – дефекти меж ванни розплаву, невірноважена мікроструктура та неоднорідний розподіл розчиненої речовини, також можуть призвести до погіршення корозійної стійкості [31, 32]. Таким чином, однорідна мікроструктура і більш товста поверхнева плівка, що може утворитися після перекристалізованої термічної обробки, можуть ефективно підвищити корозійну стійкість зразків, виготовлених за допомогою технологій SLM.

Стратегія лазерного сканування та напрямки побудови зерен та їх зв'язків також мають великий вплив на мікроструктуру та механічні властивості кінцевих деталей, виготовлених за допомогою технології SLM. Такий пошук оптимальної стратегії сканування (рис. 3) може бути використано при виготовленні деталей з більш високими механічними характеристиками шляхом SLM [33]. Крім того, при використанні стратегії сканування з поворотами на кожному наступному проході, на верхній поверхні виготовленої деталі було помічено пористу структуру, а на бічній – стовпчасті (дендритні) структури. Їх формування на пряму впливає на механічні властивості деталі.

У роботі [34] було досліджено використання різних методик сканування в процесі SLM до-

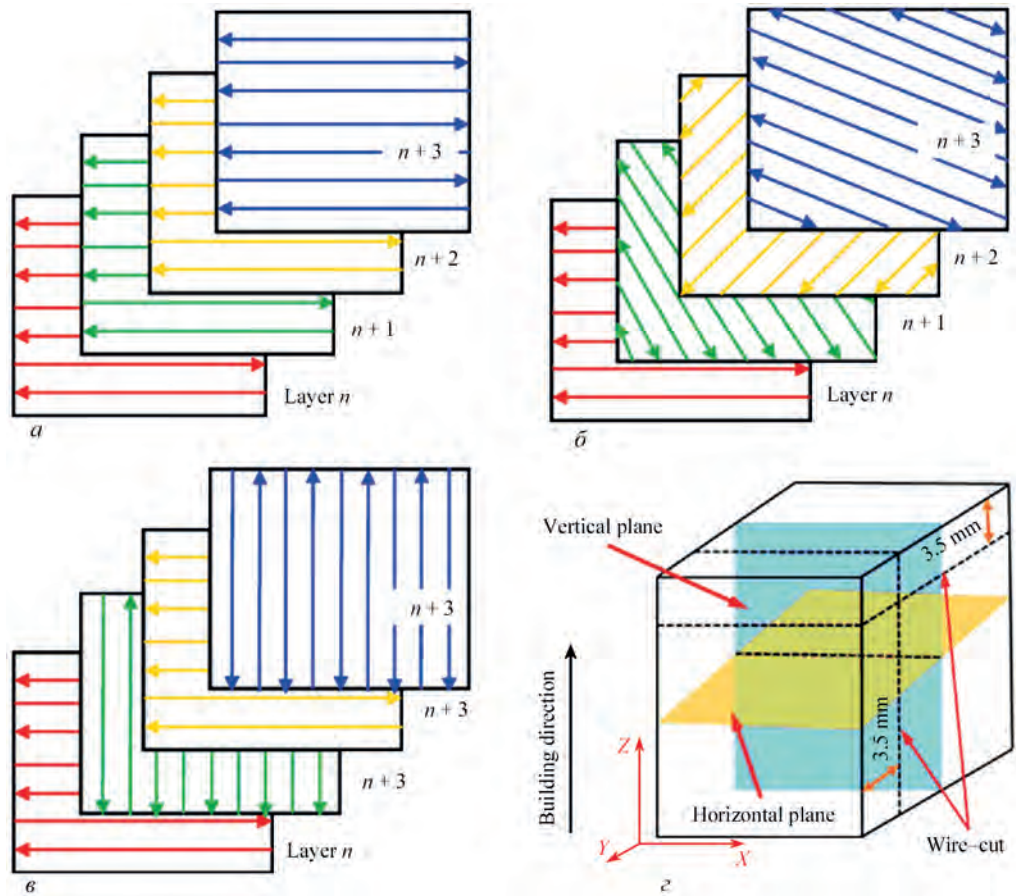


Рис. 3. Стратегії сканування, використані в роботі [33]: а – без повороту; б – з поворотом у 67,5°; в – з поворотом у 90°; г – індикація вертикальних та горизонтальних площин

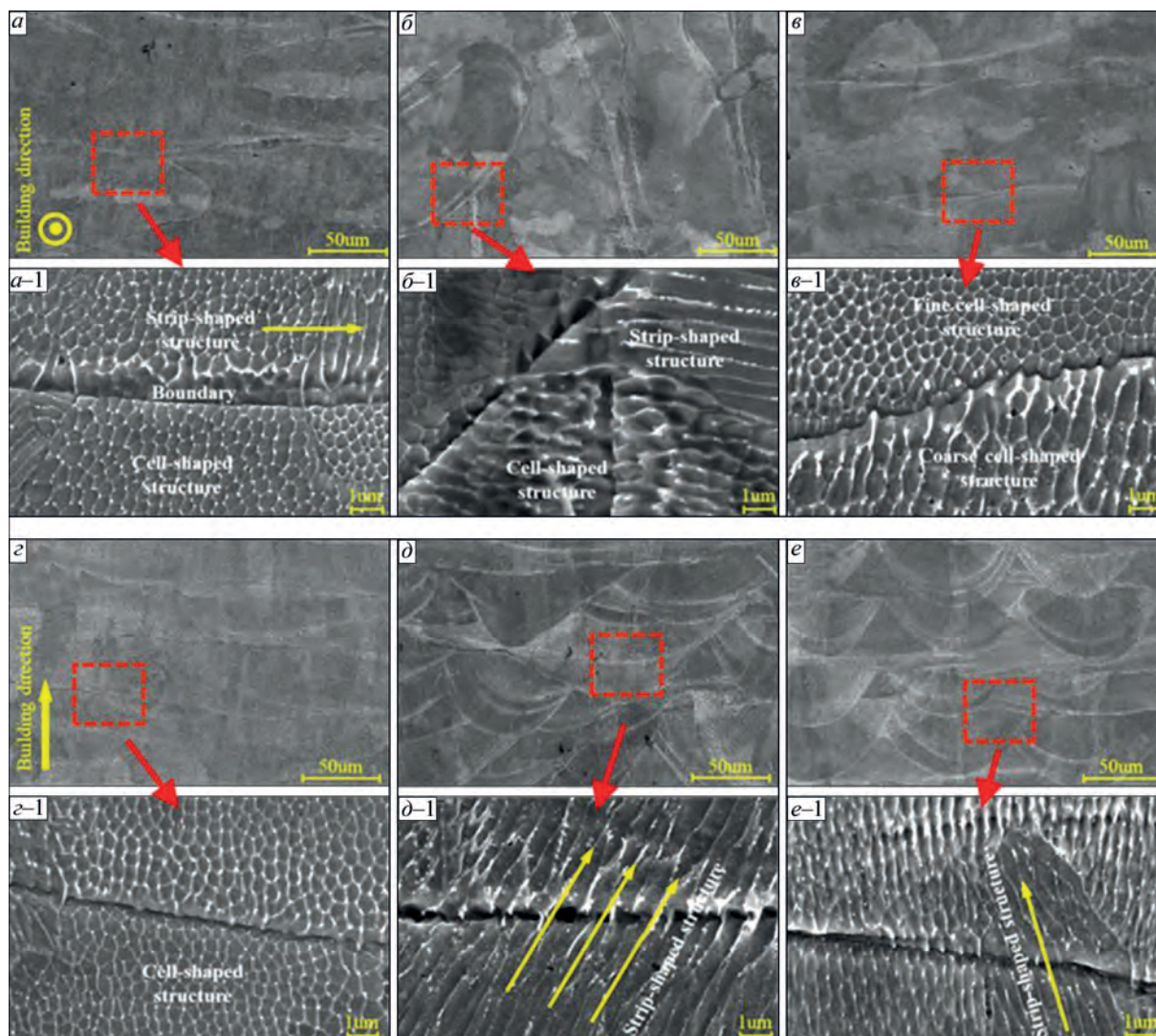


Рис. 4. Фото SEM-мікроскопії зразків: а, з – площини XY та XZ з кутом ротації стратегії в 0° ; б, д – площини XY та XZ з кутом ротації стратегії в $67,5^\circ$; в, е – площини XY та XZ з кутом ротації стратегії в 90° [34]

слідних зразків, виготовлених зі сталі 316L з ціллю визначення оптимальної стратегії сканування при використанні даного матеріалу. Аналіз мікроструктури за допомогою EBSD та SEM-мікроскопії (рис. 4) показує, що стратегія сканування впливає на безперервність росту зерен через сусідні шари та зростання зерен всередині доріжки розплаву. Електрохімічні випробування вказали на явну різницю в корозійній стійкості перпендикулярно і паралельно напрямку та методики сканування. Точкова корозія є основною формою корозії нержавіючої сталі 316L і переважно виникає на кордонах ванни розплаву.

Існує багато експериментальних досліджень, що вивчають мікроструктури та механічні властивості зразків, виготовлених з Inconel 718 за допомогою SLM, однак при цьому існує всього декілька досліджень впливу параметрів лазерного випромінювання на мікроструктуру та механічні властивості таких деталей [35]. Ströbner та інші [36] довели, що мікроструктури зразків Inconel 718, виготовлених за допомогою SLM, були дуже

тонкими та орієнтованими вздовж напрямку побудови. Yі та ін. [37] виявили, що на нижньому краю ванни розплаву деталей, виготовлених зі сплаву Inconel 718, утворилась яскрава область у формі півмісяця, що складається з тонших колоноподібних дендритів, які мали таку саму орієнтацію, що й на поверхні ванни розплаву. Wan та ін. [38] досліджували вплив стратегії сканування на мікроструктуру та текстуру виготовленого SLM Inconel 718, виявивши ряд залежностей, що вказують на прямий вплив стратегії сканування на механічні властивості отриманих деталей. Popovich та ін. [39] довели здатність адитивного виробництва до виготовлення індивідуальних мікроструктур з заданими механічними властивостями. Крім цих досліджень, багато науковців зосередилися на вивченні впливу подальшої обробки, щоб комплексно покращити механічні характеристики деталей. Amato ін. [40] зазначили, що мікроструктура частини деталі, утвореної SLM, виявляє стовпчасті зерна незалежно від того, чи була вона паралельна або перпендикулярна напрямку побудови, до-

сліджували мікротвердість (за Віккерсом) із катаного матеріалу, отриманого за допомогою HIP та відпаленого матеріалу.

В роботі [41] було описано дослідження структури жароміцного сплаву Inconel 718, отриманого за допомогою SLM. Було детально проаналізовано вплив щільності вхідної енергії лазера (E , Дж/мм³) на щільність, фазовий склад, мікроструктуру, однорідність та механічні властивості зразків, створених за допомогою SLM. З експериментальних даних цього дослідження було зазначено, що морфологія поверхні та щільність зразків, створених за допомогою SLM, контролювалися за допомогою величини щільності потужності. Таким самим чином, за рахунок контролю величини щільності потужності, автори вважають, що можна контролювати і дендритну структуру, оскільки підвищення щільності потужності зужувало товщину дендритів експериментальних зразків.

Результати роботи [42] (рис. 5) показали, що сплав Inconel 718, виготовлений за допомогою SLM, демонструє невелике огрубіння границь зерен структури металу, а також послаблення вираженості його текстури, що відрізняється від явищ огрубіння границь зерен та невеликого посилення текстури кованого сплаву Inconel 718. Зразок, виготовлений за допомогою SLM, має менші залишкові напруження на стиск у порівнянні з деформованим сплавом, а значення зносу інструмента,

шорсткості поверхні та мікротвердості вищі, ніж такі у мікрофрезерованій деталі.

Більшість сучасних робіт, пов'язаних з корозійною стійкістю, показують, що деталі зі сталі 316L, виготовлені методами SLM, демонструють кращу корозійну стійкість відносно деталей зі сталі 316L зі структурою, отриманою при куванні матеріалу. Однак результати можуть бути відносно розрізненими [43–45]. У праці [46] було проаналізовано корозійну поведінку сталей 316L(W – кована структура), 316L(SLM) та 316L(SLM-1050 – відпал при 1050 °C протягом 15 хв і гартування у воді) з урахуванням їх мікроструктури, залишкових напружень та фізико-хімічних властивостей пасивно сформованих плівок. Дана робота досить глибоко вивчила корозійну поведінку даних матеріалів, враховуючи легуючі та шкідливі домішки (рис. 6).

Критика робіт. У роботах, що вивчали вплив енергетичної складової процесів SLM на його результат, розглядалися поодинокі випадки аналізу процесу SLM для виконання певних завдань. Було помічено спроби створити загальну модель вивчення впливу змінних енергетичної складової процесів SLM. Так, результати моделювання структури верхніх шарів оброблюваної поверхні у роботі [16] було порівняно з результатами експериментів. Незважаючи на те, що ці результати добре узгоджувалися, дана модель не увійшла у широке використання через відсутність оцінки

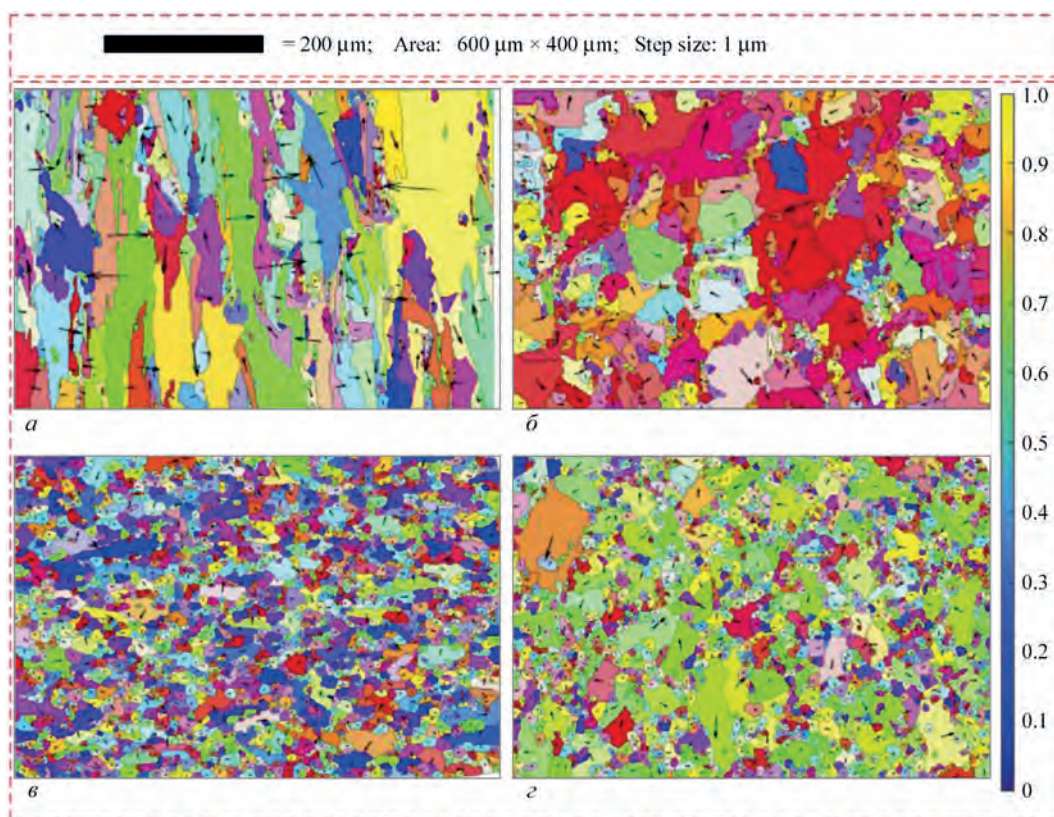


Рис. 5. Мікроструктура зерен у деформованих (б, з) та недеформованих (а, в) зразках сплаву Inconel 718, виготовлених за технологіями ковання (в, з) та селективного лазерного плавлення (а, б) [42]

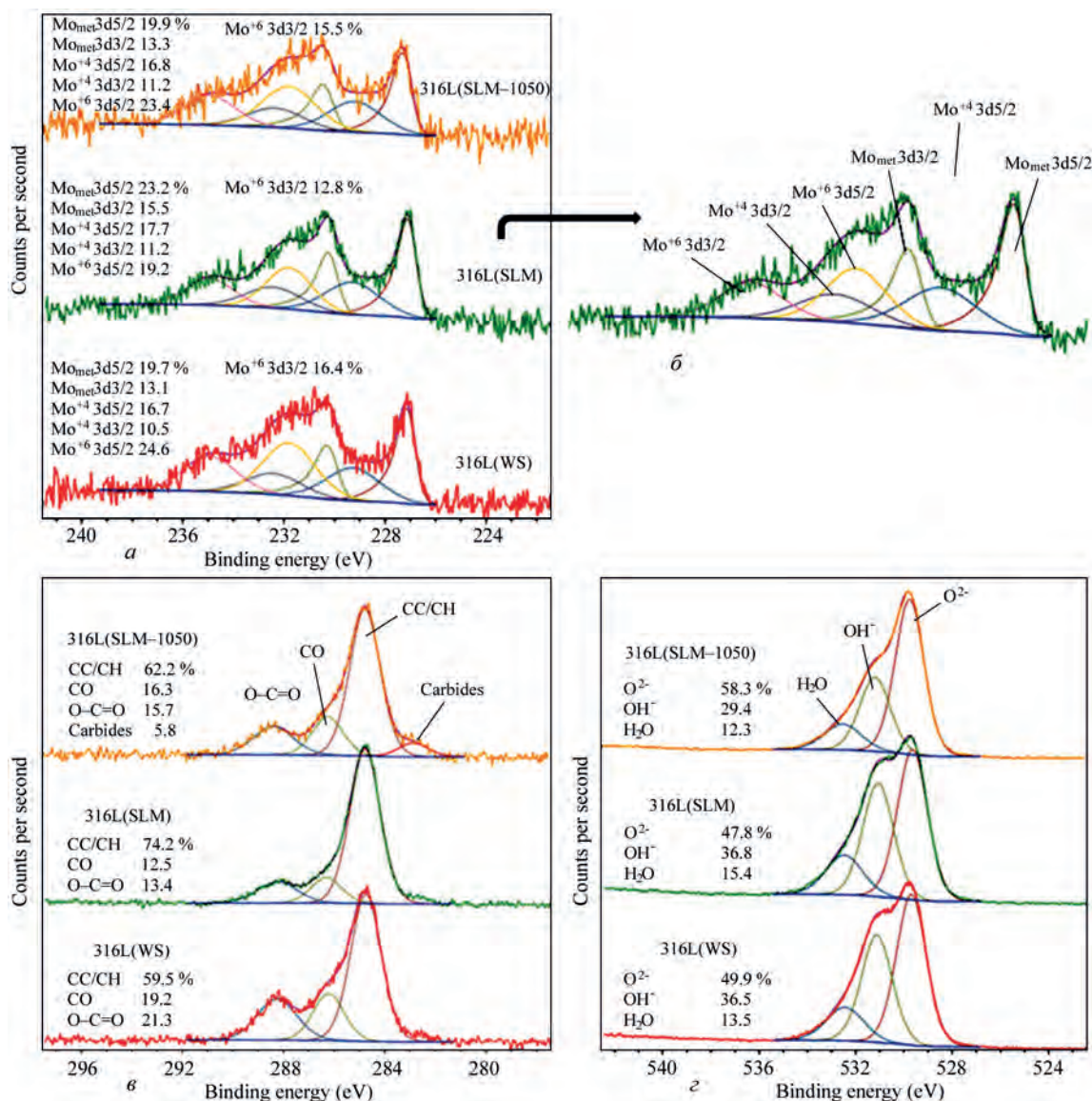


Рис. 6. Результати XPS-спектроскопії різновидів сталі 316L після обробки поверхонь: *a*, *б* – рівні молибденових домішок; *в* – рівні карбідів; *г* – рівні оксидів [46]

її можливостей в різних умовах. При цьому дана модель не була доведена до стану, щоб дозволяла використовувати її для загального розрахунку процесів SLM. Це, в свою чергу, призводить до того, що при вивченні схожих процесів у роботі [12] основою виступили кардинально інші праці.

Роботи, що вивчали можливості оптимізації SLM-процесу шляхом контролю величини розфокусування лазерного випромінювання, досить глибоко вивчили як переваги, так і недоліки, пов'язані з використанням процесу SLM таким шляхом. Однак через відносно невелику кількість робіт, що розглядали ці можливості, загальні виміри ефективності даної роботи у загальному плані є емпіричними і не доведеними до цілісної теорії, підкріпленої загальними закономірностями.

Розглянуті роботи, що вивчали методи збільшення технологічності мікроструктури зразків, отриманих шляхом SLM, концентрувались на

двох напрямках, а саме – контролю процесу утворення мікроструктури через знаходження оптимального шляху сканування та подачі порошку, а також виведення небажаних домішок у структурі зразка, побудованого шляхом SLM. Роботи, що звернули увагу на знаходження більш ефективного шляху сканування та подачі порошку, показали достатньо велику проблематику даної складової, оскільки схема рухання головки лазерного технологічного комплексу (ЛТК) в даному процесі грає велику роль як у мікроструктурі, так і у подальших характеристиках деталі. Так, на великій кількості деталей, що були вивчені у роботі [36], було помічено точкову корозію та пітинг, які негативно впливають на експлуатаційні характеристики деталі. І хоча інші роботи показують, що в певних випадках деталі, виготовлені методами SLM, демонструють кращу корозійну стійкість, ніж деталі з кованою структурою металу, питання загальної

стійкості деталей, виготовлених методами SLM, залишається досить актуальним.

З аналізу досліджень SLM-виробництва деталей ряду широко використовуваних металів було виявлено, що існує багато експериментальних досліджень, що аналізують кінцеву мікроструктуру та механічні властивості деталей, виготовлених за допомогою SLM. При цьому, на думку автора, існує недостатньо досліджень, зосереджених на вивченні впливу параметрів лазерного випромінювання на кінцеву мікроструктуру та механічні властивості деталей. Було помічено певну закономірність: контроль над процесом SLM розглядається у формі спеціальних індивідуальних до кожного технічного завдання режимів обробки. Однак отриманих в результаті досліджень даних недостатньо для того, щоб сформулювати закономірності щодо впливу окремих характеристик лазерного випромінювання на мікроструктуру в деталях, виготовлених за допомогою SLM.

Висновки

Проблеми поглиблення знань щодо процесу SLM. Головною проблемою подальшої оптимізації процесу SLM є відсутність загальних закономірностей впливу параметрів SLM на структуроутворення, геометрію та рівень механічних характеристик одержаних зразків, які б можна було враховувати при розробці відповідної методики управління параметрами технологічного процесу. Це дозволило б підвищити якість та рівень експлуатаційних та функціональних властивостей одержаних зразків та розробити технологічні рекомендації із виготовлення виробів для різних галузей промисловості, з врахуванням відповідних експлуатаційних вимог. Для перевірки цього тезису було проведено літературний аналіз стану дослідження процесів виробництва методами SLM.

З огляду на це, вважається доцільним підкреслити необхідність утворення систематизованого комплексного підходу до оптимізації процесу SLM. Отримані за допомогою такого підходу закономірності впливу характеристик лазерного випромінювання на мікроструктуру та механічні властивості деталей, виготовлених за допомогою технології SLM, можна використати для створення комплексу технологічних заходів для виробничих процесів SLM. Впровадження цього комплексу технологічних заходів SLM, на думку автора, дозволить вирішити широкий комплекс завдань, які ставлять різні галузі промисловості при виготовленні широкого спектру виробів.

Список літератури/References

1. Sun, Z., Tan, X., Tor, S., Chua, C. (2018) Simultaneously enhanced strength and ductility for 3D-printed stainless steel 316L by selective laser melting. *NPG Asia Materials*, **10**(4), 127–136.
2. Wang, Y., Voisin, T., McKeown, J. et al. (2017) Additively manufactured hierarchical stainless steels with high strength and ductility. *Nature Materials*, **17**(1), 63–71.
3. Yang, W., Tarn, Y. (1998) Design optimization of cutting parameters for turning operations based on the Taguchi method. *Journal of Materials Processing Technology*, **84**(1-3), 122–129.
4. Mukherjee, T., Manvatkar, V., De, A., DebRoy, T. (2017) Dimensionless numbers in additive manufacturing. *Journal of Applied Physics*, **121**(6), id.064904.
5. Ion, J., Shercliff, H., Ashby, M. (1992) Diagrams for laser materials processing. *Acta Metallurgica et Materialia*, **40**(7), 1539–1551.
6. Thomas, M., Baxter, G., Todd, I. (2016) Normalised model-based processing diagrams for additive layer manufacture of engineering alloys. *Acta Materialia*, **108**, 26–35.
7. Jiang, H., Li, Z., Feng, T. et al. (2019) Factor analysis of selective laser melting process parameters with normalised quantities and Taguchi method. *Optics & Laser Technology*, **119**, id.105592.
8. Darvish, K., Chen, Z., Pasang, T. (2016) Reducing lack of fusion during selective laser melting of CoCrMo alloy: Effect of laser power on geometrical features of tracks. *Materials & Design*, **112**, 357–366.
9. Li, Z., Voisin, T., McKeown, J. et al. (2019) Tensile properties, strain rate sensitivity, and activation volume of additively manufactured 316L stainless steels. *International Journal of Plasticity*, **120**, 395–410.
10. Hou, H., Simsek, E., Ma, T. et al. (2019) Fatigue-resistant high-performance elastocaloric materials made by additive manufacturing. *Science*, **366**(6469), 1116–1121.
11. Ma, M., Wang, Z., Zeng, X. (2017) A comparison on metallurgical behaviors of 316L stainless steel by selective laser melting and laser cladding deposition. *Materials Science and Engineering: A*, **685**, 265–273.
12. Jiang, H., Li, Z., Feng, T. et al. (2020) Effect of Process Parameters on Defects, Melt Pool Shape, Microstructure, and Tensile Behavior of 316L Stainless Steel Produced by Selective Laser Melting. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, **34**(4), 495–510.
13. Kurzynowski, T., Gruber, K., Stopyra, W. et al. (2018) Correlation between process parameters, microstructure and properties of 316 L stainless steel processed by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A*, **718**, 64–73.
14. Martin, A., Calt, N., Khairallah, S. et al. (2019) Dynamics of pore formation during laser powder bed fusion additive manufacturing. *Nature Communications*, **10**(1). <https://doi.org/10.1038/s41467-019-10009-2>
15. Tang, C., Tan, J., Wong, C. (2018) A numerical investigation on the physical mechanisms of single-track defects in selective laser melting. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, **126**, 957–968.
16. Zheng, M., Wei, L., Chen, J. et al. (2021) On the role of energy input in the surface morphology and microstructure during selective laser melting of Inconel 718 alloy. *Journal of Materials Research and Technology*, **11**, 392–403.
17. Zheng, M., Wei, L., Chen, J. et al. (2019) A novel method for the molten pool and porosity formation modelling in selective laser melting. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, **140**, 1091–1105.
18. Zheng, M., Wei, L., Chen, J. et al. (2019) Surface morphology evolution during pulsed selective laser melting: Numerical and experimental investigations. *Applied Surface Science*, **496**, id.143649.
19. Deng, C., Kang, J., Feng, T. et al. (2018) Study on the Selective Laser Melting of CuSn10 Powder. *Materials*, **11**(4), 614.
20. Kempen, K. (2015) *Expanding the materials palette for Selective Laser Melting of metals (Ph.D.)*. KU Leuven University, Belgium.
21. Wang, L., Wei, Q., Shi, Y. et al. (2011) Experimental Investigation into the Single-Track of Selective Laser Melting of IN625. *Advanced Materials Research*, **233-235**, 2844–2848.
22. Yadroitsev, I., Yadroitsava, I., Bertrand, P., Smurov, I. (2012) Factor analysis of selective laser melting process parameters

- and geometrical characteristics of synthesized single tracks. *Rapid Prototyping Journal*, 18(3), 201–208.
23. Promopattum, P., Yao, S., Pistorius, P., 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(5), 685–694.
 24. Brandt, M. (2016) *Laser Additive Manufacturing: Materials, Design, Technologies, and Applications*. Duxford: Woodhead Publishing, 259–279.
 25. Metelkova, J., Kinds, Y., Kempen, K. et al. (2018) On the influence of laser defocusing in Selective Laser Melting of 316L. *Additive Manufacturing*, 23, 161–169.
 26. Paraschiv, A., Matache, G., Condruz, M. et al. (2021) The Influence of Laser Defocusing in Selective Laser Melted IN 625. *Materials*, 14(13), 34–47.
 27. Zhou, C., Hu, S., Shi, Q. et al. (2020) Improvement of corrosion resistance of SS316L manufactured by selective laser melting through subcritical annealing. *Corrosion Science*, 164, id.108353.
 28. McLouth, T., Bean, G., Witkin, D. et al. (2018) The effect of laser focus shift on microstructural variation of Inconel 718 produced by selective laser melting. *Materials & Design*, 149, 205–213.
 29. Laleh, M., Hughes, A., Xu, W. et al. (2020) Unanticipated drastic decline in pitting corrosion resistance of additively manufactured 316L stainless steel after high-temperature post-processing. *Corrosion Science*, 165, id.108412.
 30. Duan, Z., Man, C., Dong, C. et al. (2020) Pitting behavior of SLM 316L stainless steel exposed to chloride environments with different aggressiveness: Pitting mechanism induced by gas pores. *Corrosion Science*, 167, id.108520.
 31. Kong, D., Ni, X., Dong, C. et al. (2018) Heat treatment effect on the microstructure and corrosion behavior of 316L stainless steel fabricated by selective laser melting for proton exchange membrane fuel cells. *Electrochimica Acta*, 276, 293–303.
 32. Trelewicz, J., Halada, G., Donaldson, O., Manogharan, G. (2016) Microstructure and Corrosion Resistance of Laser Additively Manufactured 316L Stainless Steel. *JOM*, 68(3), 850–859.
 33. AlMangour, B., Grzesiak, D., Yang, J. (2017) Scanning strategies for texture and anisotropy tailoring during selective laser melting of TiC/316L stainless steel nanocomposites. *Journal of Alloys and Compounds*, 728, 424–435.
 34. Zhao, C., Bai, Y., Zhang, Y. et al. (2021) Influence of scanning strategy and building direction on microstructure and corrosion behaviour of selective laser melted 316L stainless steel. *Materials & Design*, 209, id.109999.
 35. Wang, X., Kang, J., Wang, T. et al. (2019) Effect of Layer-Wise Varying Parameters on the Microstructure and Soundness of Selective Laser Melted INCONEL 718 Alloy. *Materials*, 12(13), id.2165.
 36. Strößner, J., Terock, M., Glatzel, U. (2015) Mechanical and Microstructural Investigation of Nickel-Based Superalloy IN718 Manufactured by Selective Laser Melting (SLM). *Advanced Engineering Materials*, 17(8), 1099–1105.
 37. Yi, J., Kang, J., Wang, T. et al. (2021) Microstructure and mechanical behavior of bright crescent areas in Inconel 718 sample fabricated by selective laser melting. *Materials & Design*, 197, id.109259.
 38. Wan, H., Zhou, Z., Li, C. et al. (2018) Effect of scanning strategy on grain structure and crystallographic texture of Inconel 718 processed by selective laser melting. *Journal of Materials Science & Technology*, 34(10), 1799–1804.
 39. Popovich, V., Borisov, E., Popovich, A. et al. (2017) Functionally graded Inconel 718 processed by additive manufacturing: Crystallographic texture, anisotropy of microstructure and mechanical properties. *Materials & Design*, 114, 441–449.
 40. Amato, K., Gaytan, S., Murr, L. et al. (2012) Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting. *Acta Materialia*, 60(5), 2229–2239.
 41. Liu, X., Wang, K., Hu, P. (2021) Formability, Microstructure and Properties of Inconel 718 Superalloy Fabricated by Selective Laser Melting Additive Manufacture Technology. *Materials*, 14(4), 991.
 42. Ji, H., Gupta, M., Song, Q. et al. (2021) Microstructure and machinability evaluation in micro milling of selective laser melted Inconel 718 alloy. *Journal of Materials Research and Technology*, 14, 348–362.
 43. Sander, G., Thomas, S., Cruz, V. et al. (2017) On The Corrosion and Metastable Pitting Characteristics of 316L Stainless Steel Produced by Selective Laser Melting. *Journal of The Electrochemical Society*, 164(6), 250–257.
 44. Chao, Q., Cruz, V., Thomas, S. et al. (2017) On the enhanced corrosion resistance of a selective laser melted austenitic stainless steel. *Scripta Materialia*, 141, 94–98.
 45. Zhang, Y., Liu, F., Chen, J., Yuan, Y. (2017) Effects of surface quality on corrosion resistance of 316L stainless steel parts manufactured via SLM. *Journal of Laser Applications*, 29(2), 022306.
 46. Vignal, V., Voltz, C., Thiébaud, S. et al. (2021) Pitting Corrosion of Type 316L Stainless Steel Elaborated by the Selective Laser Melting Method: Influence of Microstructure. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 30(7), 5050–5058.

PROBLEMS AND PROSPECTS OF STUDYING THE PROCESSES OF SELECTIVE LASER MELTING OF MATERIALS FOR AEROSPACE ENGINEERING (Review)

M.V. Sokolovskyi

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

E-mail: m_sokolovskyi@paton.kiev.ua

In this work in order to determine the relevant directions of research of different scientific components of the process of selective laser melting (SLM), as well as technological measures affecting the final structure, mechanical and service characteristics of a manufactured part, a literary review of the materials was made devoted to different directions of research of SLM technology. The directions of scientific works considered in this review were: research and deepening knowledge on the influence of the energy component of SLM process; possibilities of SLM process modification by the control of laser focus value; study of modes and methods of SLM processing as well as final microstructure of samples; study of corrosion resistance of products, manufactured using SLM. Based on the results of the literary analysis, the problems and prospects of studying SLM processes for materials of aerospace industry are shown, the need in creating a systematic comprehensive approach to the study of the components of SLM process, as well as deepening knowledge about the technological capabilities of its use. 46 Ref., 6 Fig.

Keywords: selective laser melting (SLM), additive manufacturing, powder metallurgy, control of focal spot size, scanning strategy, metals of aerospace industry.

Надійшла до редакції 30.06.2022

ПРОГРАМА СТАТИСТИЧНОГО КОНТРОЛЮ ПРОЦЕСУ КОНТАКТНОГО СТИКОВОГО ЗВАРЮВАННЯ ОПЛАВЛЕННЯМ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК

П.М. Руденко, І.В. Зяхор, 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

Представлено програму для статистичного аналізу протоколів зварювання залізничних рейок, що надходять з рейкозварювальних підприємств до Діагностичного центру «Укрзалізниці», з метою виявлення збурень на процес і прийняття рішень щодо їхнього усунення, підвищення якості зварних стиків та оптимізації процесу в галузі. Програму розроблено з урахуванням стандартів ISO 9000, 9001, 9004, 10017, 22514. Вхідними для розрахунків є бази даних протоколів зварювання рейок, зварювальних машин, виконавців робіт, режимів зварювання тощо. Варіації кожного параметра процесу оцінюють індексом можливості процесу Срк, кількістю виходів за межі технічних умов, коефіцієнтами точності та налаштованості. Результати надано у вигляді діаграм, таблиць, гістограм. Для виявлення причини можливих збурень на процес виконують стратифікацію протоколів зварювання шляхом завдання ознак, за яким формують масиви для розрахунків. За отриманими даними може бути прийняте рішення щодо діагностики зварювального обладнання та технологічного процесу, що, крім усунення проблем, сприятиме експериментальному налаштуванню відповідного дерева прийняття рішень. Бібліогр. 12, табл. 1, рис. 6.

Ключові слова: контактне стикове зварювання оплавленням, залізничні рейки, статистична обробка інформації, бази даних, індекс можливості процесу, графічні та чисельні розрахунки

Вступ. Зварювання залізничних рейок різних марок та профілю при виготовленні нових і ремонті існуючих безстиків залізничних колій виконують за допомогою більше півсотні стаціонарних і мобільних рейкозварювальних машин на шести залізницях України. Системи управління кожної машини, крім прямого цифрового управління, контролюють основні параметри процесу зварювання відповідно до галузевого стандарту [1]. Головними задачами виробництва стиків зварних залізничних рейок є оптимізація й удосконалення технологічного процесу зварювання безстикової колії, системи контролю та забезпечення їхньої якості відповідно до чинних нормативних документів.

Для управління якістю виробництва всіх рейкозварювальних підприємств (РЗП) України результати контролю кожного стику надсилають до Діагностичного центру (ДЦ) «Укрзалізниці» у вигляді протоколу для подальшого аналізу. До електронного протоколу зварювання додають дані ультразвукової дефектоскопії (УЗД) кожного зварного стику та результати випробування зварних зразків рейок – руйнівні випробування на статичний механічний поперечний згин, які виконують на початку і в середині зміни на розтягнення підосви та головки зварних зразків на стаціонарних машинах. На пересувних мобільних комплексах випробування проводять через кожні 50 зварних з'єднань. В роботах [2, 3] показано можливість використання статистичних методів обробки да-

них цих протоколів для контролю та управління процесом контактного стикового зварювання оплавленням (КСЗО) залізничних рейок. Враховуючи досить високу продуктивність процесу КЗСО рейок і відповідно великі обсяги інформації, зрозуміло, що обробку даних з РЗП дуже складно виконувати без автоматизації.

Мета даної роботи – це розробка програми для статистичного аналізу (ПСА) протоколів КСЗО залізничних рейок у ДЦ для своєчасного виявлення систематичних відхилень, оптимізації технологічного процесу згідно зі стандартами та забезпечення якості зварних стиків [4–6].

Блок-схема і функції. Дана програма допоможе розраховувати узагальнюючі оцінки та подавати їх у чисельному та графічному вигляді, зручному для аналізу і прийняття рішень висококваліфікованим фахівцем-технологом і таким чином виконувати всю рутинну роботу з виявлення збурень і пошуку рішення щодо їхнього подолання.

Блок-схему розробленої програми з використанням статистичних методів з урахуванням рекомендацій [7] наведено на рис. 1. Вихідні дані для аналізу складають бази даних (БД) в MS Excel. Для кожного РЗП «Укрзалізниці» – це протоколи зварювання, в яких зазначається час виготовлення, параметри процесу, дані осцилограми зварювання стику, результати контролю відповідності параметрів процесу ТУ безпосередньо на РЗП, перелік виконавців робіт (змінних майстрів, фахівців УЗД,

зварювальників) та зварювальних машин (тип і номер), даних УЗД та руйнівних досліджень зразків. Загальними для всіх РЗП є БД з переліком РЗП, режимів зварювання та даних рейок, для яких вони були налаштовані (тип рейок, категорія якості, марки сталі [8], стан рейок – нові, старопридатні), а також БД допусків операційного контролю згідно з ТУ та параметри нечіткої логічної моделі (НЛМ) для прогнозування якості зварного стику [9].

Основним методом дослідження в програмі є аналіз можливості (спроможності) процесу (*process capability*), а саме оцінка індексу можливості (*process capability index*) процесу C_{pk} [10]. Наразі для статистичних показників процесу є кілька оцінок. Це індекс можливості (*capability*) C_{pk} для статистично керованого процесу, коли варіації належать одній генеральній сукупності й вони не змінюються у часі, та індекс виконання процесу (*process performance index*) P_{pk} , коли параметри положення X_{mid} і мінливості процесу ΔX змінюються у часі. Зазвичай X_{mid} середнє $\bar{x}$, мода або медіана та мінливість ΔX дорівнює шести середнім квадратичним відхиленням

(с.к.в.) $6S$ або різниці між квантилями. Таким чином, C_{pk} враховує варіації в межах групи і не враховує зсув і дрейф між групами, тоді як P_{pk} оцінює загальну варіацію всіх проведених вимірювань [11].

За результатами досліджень [5, 6] можна стверджувати, що при незмінному режимі зварювання параметри процесу КЗСО рейок відповідають статистично керованому процесу з нормальним законом розподілу варіацій. Виняток можливий у випадках коректування режиму, коли змінюються властивості рейок (партії рейок різних плавок) або технічного стану зварювальної машини, що приводить до зміни заданого – цільового значення (*target value*) – одного або кількох параметрів режиму. В подальшому вважаємо, що X_{mid} дорівнює математичному сподіванню або середньому $\bar{x}$ та $\Delta X = 6S$ і для повністю зцентрованого між допустимими межами параметра маємо

$$C_p = \Delta / 6S,$$

де $\Delta = XU - XL$ – поле допуску (*specification interval*); XU , XL – верхня та нижня межа поля допуску (*upper & lower specification limit*).

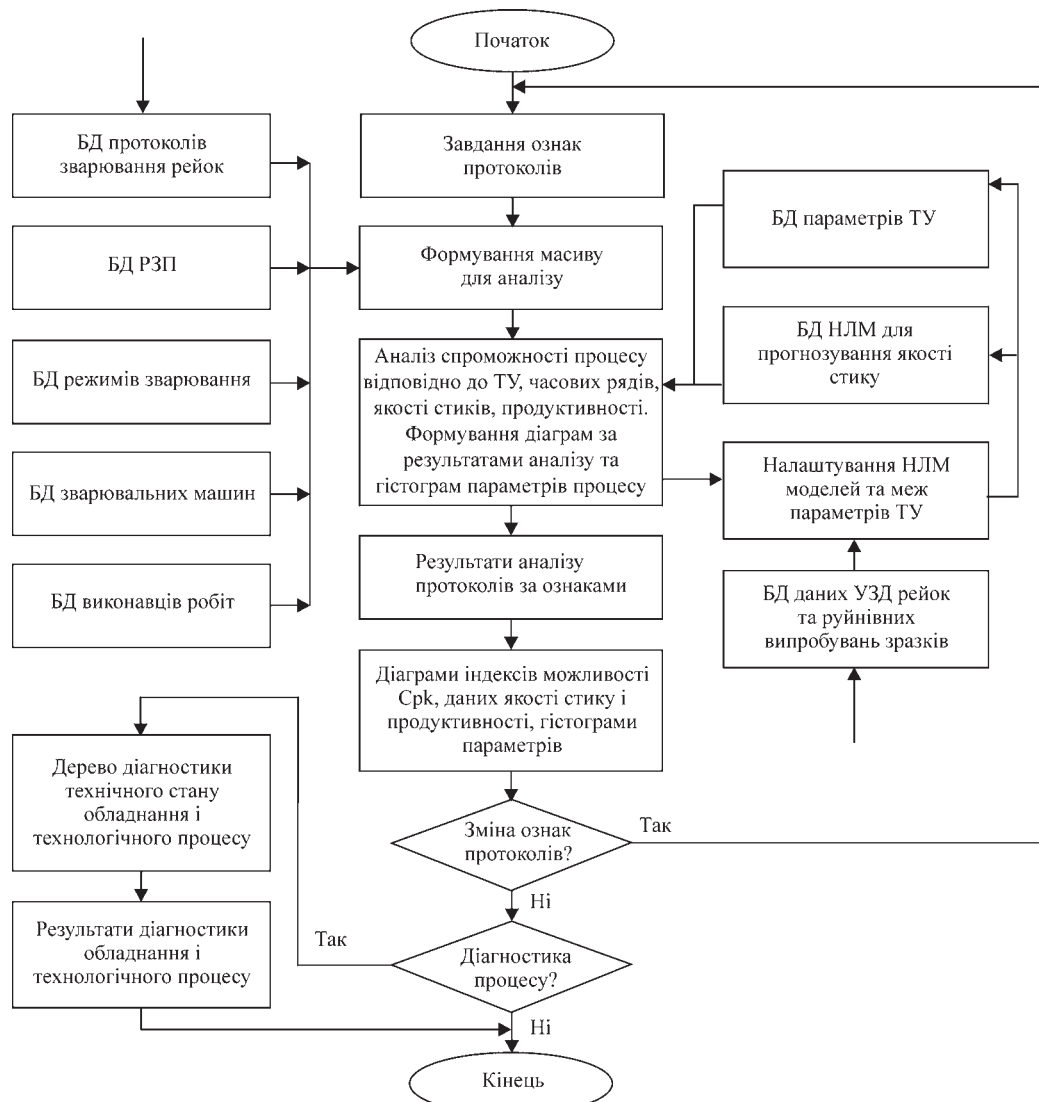


Рис. 1. Блок-схема програми статистичного аналізу протоколів зварювання

Оскільки центрованих параметрів на практиці майже нема, використовуємо оцінки нижнього, верхнього та меншого індексів можливості процесу C_{pkL} , C_{pkU} , C_{pk} (*upper, lower, minimum capability index*), що описують фактичну можливість процесу з нижньою межею

$$C_{pkL} = (\tilde{x} - XL)/3S,$$

з верхньою межею

$$C_{pkU} = (XU - \tilde{x})/3S,$$

з верхньою і нижньою межею одночасно

$$C_{pk} = \min \{C_{pkL}, C_{pkU}\} = \min \{(XU - \tilde{x})(\tilde{x} - XL)\}/3S.$$

Крім індексів можливості, по кожному параметру процесу в ПСА надається мінімальне X_{min} та максимальне X_{max} його значення в масиві, кількість виходу за межі ТУ (nX_{out}), а також окремо мінімальне (N_{Xomin}) та максимальне (N_{Xomax}) допустиме значення. Для всієї вибірки надається кількість стиків, що відповідають ТУ за даними контролю допусків $N_{ст}$ та результатами прогнозування якості за допомогою НЛМ Ннлм. Для кращого розуміння причини отриманого значення C_{pk} також маємо оцінки притаманної мінливості й розподілу процесу у вигляді контрольних карт середніх та с.к.в. Для зручнішого сприйняття їхні значення подаються відносно поля допуску, а саме коефіцієнт можливості або точності (*capability ratio*) $K_m = 1/C_p = 6S/\Delta$, коефіцієнт налаштованості $K_n = (\tilde{x} - x_{сер})/\Delta$.

Застосування програми для контролю КСЗО залізничних рейок. Результати розрахунків наведено в табличній формі (зазвичай також у форматі Excel) та вигляді діаграм (див. рис. 2). На цих рисунках V_o , V_f , V_{oc} – швидкості оплавлення, прискореного оплавлення перед осадкою (форсування) та осадки; S_o , S_{oc} – припуски на оплавлення та осадку; T_z , T_{kz} , T_{ocI} – тривалість зварювання, ознака наявності короткого замикання перед осадкою (так-ні), тривалість струму під час осадки; U_f , U_o – середня напруга на вході зварювального трансформатора під час форсування та оплавлення; I_o – середній зварювальний струм на вході зварювального трансформатора під час оплавлення; P_{oc} – тиск у камері приводу подачі рухомої колони під час осадки; Z_{kz} – опір вторинного контуру зварювальної машини під час осадки; Q_o – активна електрична енергія, що виділилася між зварювальними рейками під час оплавлення. З цих параметрів I_o , Z_{kz} , Q_o не входять до переліку параметрів ТУ, але вони важливі для контролю процесу і технічного стану обладнання. Активна енергія вимірюється тільки на пізніх зразках зварювальних машин і тому в деяких розрахунках не наявна. На діаграмах зеленим помічено C_{pk} , які мають коефіцієнти більше 1.33, жовтим $C_{pk} = 1 \dots 1.33$ (межі так званої ледве можливості –

barely capable) та червоним $C_{pk} < 1$. Величина C_{pk} на діаграмі обмежена значенням 1.5 для кращого масштабування діаграми. Коефіцієнт налаштованості K_n також обмежений.

Завдяки командним кнопкам блакитного кольору на екрані монітора (« K_n, K_t », « C_{pk}, nX_{out} », « $C_{pk}, nX_{out}, K_n, K_t$ ») можна виводити різні комбінації діаграм (рис. 3, 4), а кнопками зеленого кольору («Створити $C_{pk}, nX_{out}, K_n, K_t$ », «Додатити $C_{pk}, nX_{out}, K_n, K_t$ », « $C_{pk}, nX_{out}, K_n, K_t$ ») «запам'ятати» зроблені розрахунки і комбінувати їх з даними наступного аналізу.

«Кліком» миші на рядку статистичних даних, що відносяться до будь-якого розрахунку, можна вивести на монітор гістограму для оцінки розподілу параметрів, за якими ці дані отримано (рис. 5).

Для кращого відображення розподілу параметрів навколо меж допуску масштаб гістограми по осі ординат можна збільшити (рис. 5, б).

Всі розрахунки можна «запам'ятати» у вигляді таблиці Excel за допомогою жовтої кнопки «Зберегти розрахунки Excel», а повернутись до нових розрахунків можна натиснувши рожеву кнопку «Змінити ознаки».

Якість зварного з'єднання і пов'язані параметри процесу КСЗО залежать від складових вхідних БД і відповідних збурень в них G_i ; обраних режимів зварювання для різних марок рейок відповідно до якості металу (фізико-хімічних властивостей партії рейок), технічного стану вузлів зварювальної машини, що впливають на точність відтворення режиму, точності виконання зварювальних робіт – технологічної дисципліни персоналу (підготовки торців рейок до і механічної обробки поверхні рейок після зварювання, центрування рейок при затисненні у машині перед зварюванням та власне зварюванням, УЗД стиків тощо), зовнішніх умов виробництва на РЗП (якість живильної електроенергії, зміни температури навколишнього середовища, охолоджуючої води та інше).

Вплив кожного з цих факторів можна оцінити, порівнюючи дані статистичних оцінок розподілу параметрів та їх виходу за межі ТУ для різних значень обраного фактора відповідним групуванням протоколів зварювання. Формування масивів даних з усієї бази протоколів зварювання виконується методом стратифікації (розшарування, сортування, розділу) відповідно до ознак, що задаються оператором програми (рис. 6, таблиця).

При виборі РЗП на екрані монітора у текстових вікнах маємо стислий звіт, в якому дається перелік машин і виконавців робіт, кількість зварених стиків, їх показники відповідно до ТУ та розподіл цих даних у часі. Ця інформація корисна для подальшого формування масиву дослідження – вибір зварювальних машин, виконавців робіт, а також даних щодо зварювання окремої пліти або

партії рейок. Для дослідження можливої залежності ходу процесу для цих факторів у часі оператор може задати розрахунки в різні інтервали часу. Наприклад, при аналізі технічного стану зварювальних машин виявлено машину з великими C_{pk} або (та) даними виходу контрольних параметрів за межі ТУ. Тоді для цієї машини оцінюється процес для обраних інтервалів часу з метою виявлення можливого старіння вузлів машини, що потребує уваги. Якщо вважати, що похибка відтворення параметрів ΔX_i умовно залежить від факторів збурень $\Delta X_i = F(G_{j1}, G_{j2}, \dots, G_{ji})$, тоді вплив збурення G_j можна спробувати оцінити, порівнюючи статистичні оцінки розподілу параметрів у масиві S , $\bar{X}$. Таким чином можлива діагностика технічного стану зварювального обладнання. Прогнозуван-

ня збурень на процес, у тому числі планування ремонту зварювального обладнання, режиму зварювання і технології можливе згідно з деревом діагностики технічного стану обладнання і технологічного процесу. Такий алгоритм розроблено на основі експертних оцінок і потребує відповідного досвіду з контролю процесу, який можна отримати при використанні розробленої програми. Цей алгоритм відповідає використанню циклу: плануй–виконуй–перевірй–дій (plan–do–check–act (PDCA)) з ризик-орієнтованим мисленням [5] для безперервного поліпшення ефективності системи управління та технологічного процесу КСЗО залізничних рейок у цілому. Об’єкт з найкращими показниками може бути зразковим для інших при подальшій оптимізації процесу на всіх підприємствах галузі.

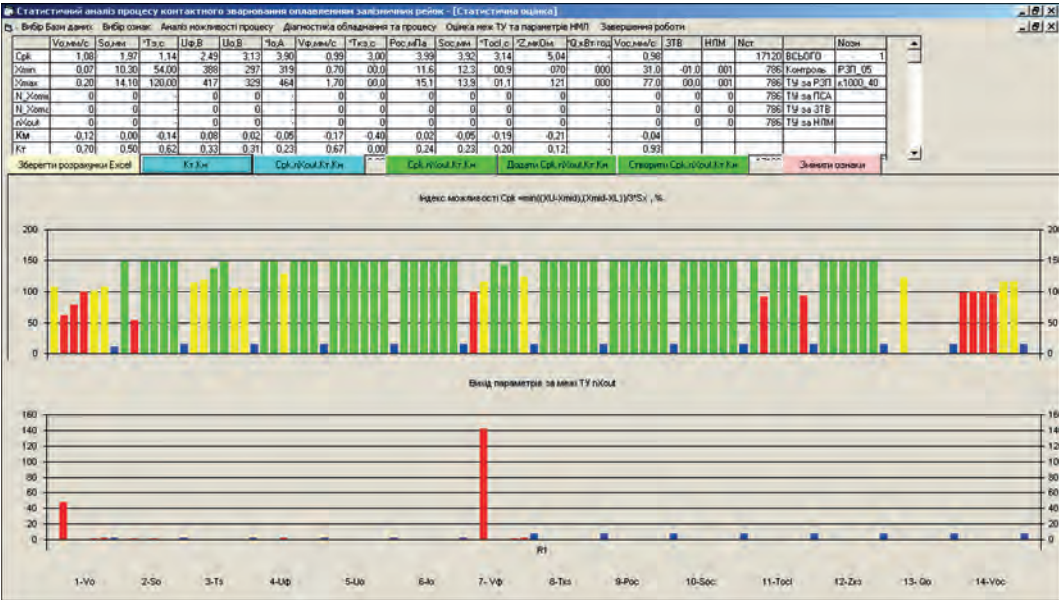


Рис. 2. Результати розрахунків C_{pk} , p_{Xout} на РЗП-05 для трьох стаціонарних (перші три стовпчики) та трьох (другі три стовпчики) мобільних машин

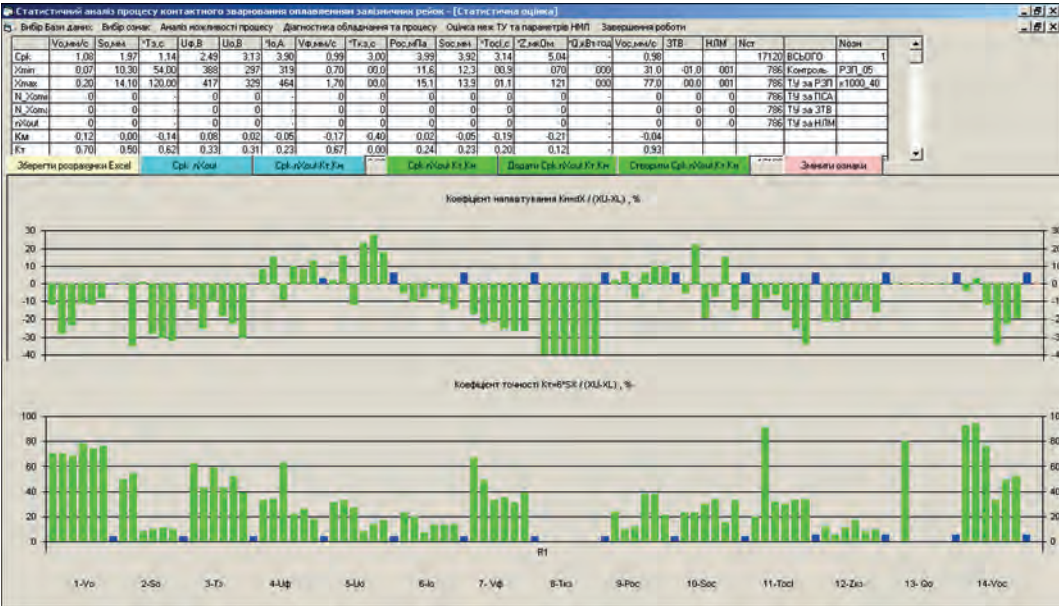


Рис. 3. Результати розрахунків K_n , K_t на РЗП-05 для трьох стаціонарних (перші три стовпчики) та трьох (другі три стовпчики) мобільних машин



Рис. 4. Результати розрахунків Crk, nXout, Kn, Kt для окремої пліти (6 примірників), кожна з яких нараховує близько 40 стиків разом з контрольними зразками, вибірки протягом 2013–2020 рр. на машині K-1000

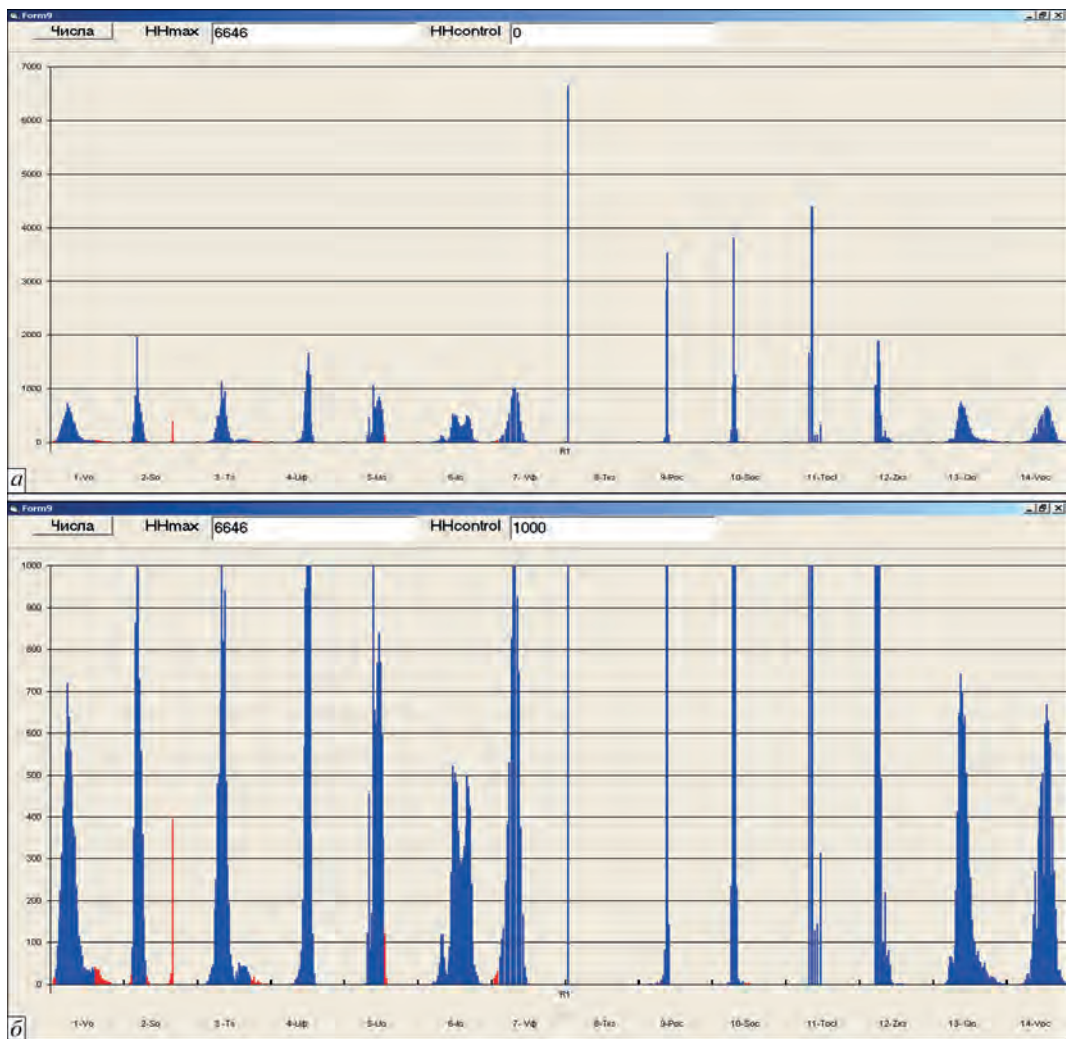


Рис. 5. Гістограми параметрів процесу стаціонарної машини K-1000 за різними масштабами (а, б), по осі ординат – кількість випадків, червоним показано варіації за межами ТУ

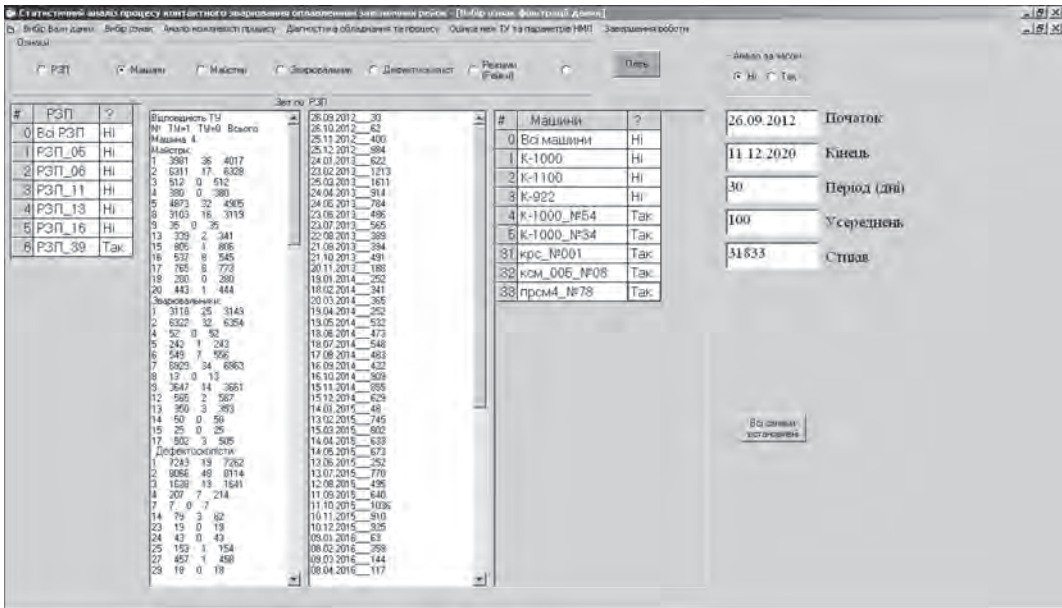


Рис. 6. Вибір ознак формування масиву протоколів для статистичного аналізу в режимі діалогу з програмою

Поділ протоколів зварювання стиків для виявлення різних збурень на технологічний процес КЗСО рейок

Причини виникнення порушення процесу	Параметри поділу масивів	Спосіб виправлення
Несприятливе поєднання параметрів процесу	№ режиму, пліті або партії рейок	Корегування режиму
Технічний стан зварювального обладнання	Тип машини, № машини	Технічне обслуговування або ремонт машини
Якість та властивість металу рейок	№ режиму, пліті або партії рейок	Корегування режиму
Технологічна дисципліна виконавців робіт	Зварювальники, майстри зміни, фахівці УЗД	Підвищення кваліфікації – навчання виконавців
Умови виробництва РЗП	РЗП з однаковим типом машин	Покращення умов (зменшення перебігу температури у цеху, якості електроенергії, технічного стану допоміжного обладнання)

Враховуючи ризики використання операційного контролю процесу КЗСО для перевірки можливості їх екстраполяції та дані руйнівних досліджень, доречно перевірка отриманих експериментальних даних при зварюванні зразків та стиків рейок на належність одній виборці. Найпростіший спосіб – це перевірка середніх значень за критерієм Стюдента [12]. При цьому в якості середніх та с.к.в. кожного параметра процесу використовують коефіцієнти K_t , K_n .

Дані руйнівних досліджень та УЗД в програмі можна використовувати для уточнення межі припустимих значень параметрів ТУ та виконувати налаштування НЛМ для прогнозування якості.

Розроблену програму рекомендовано для промислового використання у ДЦ «Укрзалізниці».

Висновок

Розроблена ПСА протоколів РЗП щодо КЗСО залізничних рейок дозволяє отримувати об'єктивну інформацію, використовуючи великий обсяг даних, а також приймати рішення висококваліфікованим спеціалістам з оптимізації процесу та підвищенні якості зварювальних стиків. Результати обчислень подаються у вигляді таблиць, діаграм, гістограм і наочно відтворюють хід зварю-

вального процесу в галузі у цілому, а також його залежність від РЗП, машин, режимів, марок рейок та виконавців робіт.

Список літератури

1. ТУ У 24.1-40075815-002:2016. Рейки нові зварні для залізниць. Технічні умови.
2. Кучук-Яценко С.И., Руденко П.М., Гавриш В.С. и др. (2016) Статистическое управление процессом контактной стыковой сварки рельсов. Двухуровневая система управления. *Автоматическая сварка*, 5-6, 17–20.
3. Кучук-Яценко С.И., Руденко П.М., Гавриш В.С. и др. (2019) Система управления процессом контактной сварки оплавлением рельсов в стационарных и полевых условиях для повышения ресурса и надежности железнодорожных путей. *Техническая диагностика и неразрушающий контроль*, 2, 41–50.
4. ISO 9000:2015 *Quality management systems – Fundamentals and vocabulary*.
5. ISO 9001:2015 *Quality management systems – Requirements*.
6. ISO 9004:2018 *Quality management – Quality of an organization – Guidance to achieve sustained success* Управління якістю. Якість організації. Настанови щодо досягнення сталого успіху.
7. ISO/TR 10017:2003 *Guidance on statistical techniques for ISO 9001:2000*.
8. ДСТУ 4344:2004. Рейки звичайні для залізниць широкої колії. Загальні технічні умови.
9. Кучук-Яценко С.И., Руденко П.М., Гавриш В.С. та ін. (2020) Операційний контроль як засіб оцінки якості зварних з'єднань при контактному стыковому зварюванні сучасних високоміцних сталей методом оплавлення. *Наука і інновація*, 16(2), 72–78.

10. ISO 22514-1:2014 *Statistical methods in process management – Capability and performance – Part 1: General principles and concepts*.
 11. Kelly Jakinovich (2020) *Cpk vs Ppk? What Is The Difference and Why Is It Important*. <https://www.medical.saint-gobain.com/blog/cpk-vs-ppk-what-difference-and-why-it-important>.
 12. Пустыльник Е.И. (1968) *Статистические методы анализа и обработки наблюдений*. Москва, Наука.
- ## References
1. TU U 24.1-40075815-002:2016. New welded rails for railways. Specifications [in Ukrainian].
 2. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Rudenko, P.M., Gavrish, V.S. et al. (2016) Statistical control of process of flash-butt welding of rails. Two-level control system. *The Paton Welding J.*, **5-6**, 13-16.
 3. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Rudenko, P.M., Gavrish, V.S. et al. (2019) System of controlling the process of flash-butt welding of rails under stationary and field conditions to extend the service life and reliability of railway tracks. *Tekhn. Diagnost. ta Neruiniv. Kontrol*, **2**, 41–50.
 4. ISO 9000:2015 *Quality management systems. Fundamentals and vocabulary*.
 5. ISO 9001:2015 *Quality management systems/ Requirements*.
 6. ISO 9004:2018 *Quality management/ Quality of an organization. Guidance to achieve sustained success*.
 7. ISO/TR 10017:2003 *Guidance on statistical techniques for ISO 9001:2000*.
 8. DSTU 4344:2004. *Rails are common for wide-gauge railways. General specifications*.
 9. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Rudenko, P.M., Gavrish, V.S. et al. (2020) Operational control as the method for evaluation of welded joint quality in flash butt welding of modern high-strength steels. *Nauka i Innovatsiya*, **16(2)**, 72–78 [in Ukrainian].
 10. ISO 22514-1:2014 *Statistical methods in process management. Capability and performance. Pt 1: General principles and concepts*.
 11. Kelly Jakinovich (2020) *Cpk vs Ppk? What Is The Difference and Why Is It Important*. <https://www.medical.saint-gobain.com/blog/cpk-vs-ppk-what-difference-and-why-it-important>.

PROGRAM FOR STATISTICAL CONTROL OF THE PROCESS OF FLASH-BUTT WELDING OF RAILWAY RAILS

P.M. Rudenko, I.V. Zyakhov, O.V. Didkovsky, E.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 program for statistical analysis of railway rail welding protocols coming from rail welding enterprises to the Diagnostic Center of “Ukrzaliznytsia” is presented in order to reveal perturbations on the process and making of decisions on their elimination, improve the quality of welded joints and optimize the process in the industry. The program is developed meeting the standards of ISO 9000, 9001, 9004, 10017 and 22514. The input data for calculations are databases of protocols for welding rails, welding machines, contractors, welding modes, etc. Variations of each process parameter are evaluated by the process capability index C_{pk} , a number of cases with the violation of technical specifications, accuracy and customizability factors. The results are presented in the form of diagrams, tables and histograms. To find the cause of probable perturbations on the process, the stratification of welding protocols is performed by specifying features, based on which arrays for calculations are formed. Based on the obtained data, the decision on the diagnosis of the welding equipment and technological process can be made that in addition to elimination of problems will facilitate the experimental setting up of the appropriate decision tree. 12 Ref., 1 Tabl., 6 Fig.

Keywords: flash-butt welding, railway rails, statistical processing of information, databases, process capabilities, graphic and numerical calculations

Надійшла до редакції 28.09.2022

ПЕРЕДПЛАТА 2023

Журнали	Вартість передплати на друковані версії журналів*, грн.			
	місяць	квартал	півроку	рік
«Автоматичне зварювання», видається з 1948 р., 12 випусків на рік. ISSN 0005-111X. Передплатний індекс 70031.	280	840	1680	3360
«Сучасна електрометалургія», видається з 1985 р., 4 випуски на рік. ISSN 2415-8445. Передплатний індекс 70693.	–	280	560	1120
«Технічна діагностика та неруйнівний контроль», видається з 1989 р., 4 випуски на рік. ISSN 0235-3474. Передплатний індекс 74475.	–	280	560	1120
«The Paton Welding Journal»**, видається з 2000 р., 12 випусків на рік. ISSN 0957-798X. Передплатний індекс 21971.	560	1680	3360	6720

*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю.

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

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

Передплата на електронну версію журналів.

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

Передплата через сайт издательства:

На сайті видавництва в 2023 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2021 рр.

З'ЄДНАННЯ БУДІВЕЛЬНОЇ АРМАТУРИ ЗА ДОПОМОГОЮ МУФТ, ЩО ОБЖИМАЮТЬСЯ ВИБУХОМ

А.Г. Бризгалін, П.С. Шльонський, С.Д. Венцев, Є.Д. Пекар

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

З'єднання будівельної арматури є трудомістким відповідальним процесом. Дугові способи зварювання мало придатні у випадках використання термозміцненої будівельної арматури, або такої, що має захисний шар. Показано, що використання сталевих муфт, які обтискаються вибухом, дозволяє отримувати міцні та надійні з'єднання будівельної арматури різного призначення. Параметри муфти розраховуються за умови рівномірності зі сталлю арматури. Випробування на розрив виявили більш велику міцність муфтового з'єднання порівняно з міцністю арматури, за якою відбувався розрив, випробування на циклічну довговічність показали, що опір втомі муфтових з'єднань вищий ніж той, що вимагається нормативною документацією. Існує досвід використання вибухових речовин на великих будовах та працюючих промислових об'єктах. Бібліогр. 7, табл. 2, рис. 5.

Ключові слова: будівельна арматура, з'єднання арматури, муфта, опір втомі, міцність, обтискання вибухом

Вступ. Існуючі на сьогоднішній день способи з'єднання арматури при будівництві об'єктів із залізобетону [1, 2] мають ряд недоліків. Електродугове, ванне та контактне зварювання вимагають використання спеціального обладнання та потужних джерел живлення, що ускладнює проведення робіт у монтажних умовах; нагрівання до температури плавлення в місці з'єднання призводить до розміцнення основного металу термозміцненої будівельної арматури (ТБА); вигорання елементів корозійностійкого захисного шару (якщо такий нанесений на арматуру). Обв'язка арматури сталевим дротом призводить до осьового зміщення елементів арматури, що з'єднуються, не завжди забезпечує рівномірність з'єднання і основного металу, являє собою досить трудомісткий процес, особливо при з'єднанні арматури великого розміру. З'єднання арматури за допомогою муфт, які обтискаються гідравлічними пресами, вимагає використання дорогого імпортного обладнання, є трудомістким процесом з низькою продуктивністю.

Розробка високопродуктивних, економічних та ергономічних способів з'єднання ТБА, що забезпечують міцнісні властивості з'єднань на рівні основного металу, є на сьогодні актуальним завданням.

Одним з таких способів може бути з'єднання арматури муфтами, що обтискаються вибухом. Перевагами вибухового способу є відсутність розміцнення основного металу та необхідності у використанні спеціального обладнання, незалежність від джерел енергопостачання, висока продуктивність.

Під дією тиску від вибуху муфта пластично обтискається і утворює з арматурою механічне з'єднання завдяки зачепленню металу муфти з попе-

речними виступами арматури. Міцність з'єднання при навантаженні, що розтягує, буде визначатися міцністю металу муфти і міцністю поперечних виступів арматури, що працюють на зминання. Розрахунок за цими показниками з урахуванням забезпечення рівномірності з'єднання та металу арматури дозволить визначити товщину та довжину муфти. Розрахунок на зріз поперечних виступів дає наперед меншу довжину муфти, ніж розрахунок на зминання. Усі необхідні дані для розрахунку наведено у ДСТУ 3760 [3].

Принципова схема з'єднання арматури муфтою, що обтискається вибухом, показана на рис. 1. Зовнішній вигляд з'єднання до та після вибуху показаний на рис. 2.

В якості вибухової речовини використовувався шнур, що детонує, марки ДШЕ-12 з погонною вагою ТЕН 12 г/м, зовнішній діаметр 6 мм, виготовляється промислово [4].

Як зазначалося вище, найбільші складнощі виникають при з'єднанні арматурних елементів великого діаметра. Тому для оцінки можливостей способу обтиснення вибухом в дослідженнях використовувалася арматура марки А600 ДСТУ

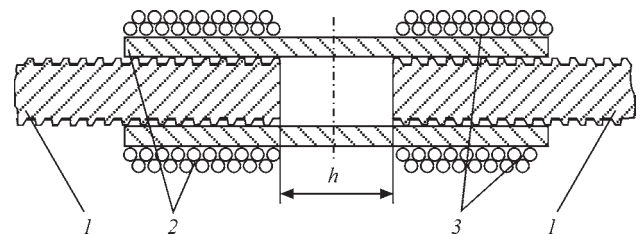


Рис. 1. Принципова схема з'єднання арматури муфтою, що обтискається вибухом: 1 – кінці арматури, що з'єднуються; 2 – муфта; 3 – заряд з детонуючого шнура, навитий на муфту; h – регульований зазор між кінцями арматури

Бризгалін А.Г. – <https://orcid.org/0000-0001-5886-3069>, Шльонський П.С. – <https://orcid.org/0000-0002-3566-1752>, Пекар Є.Д. – <https://orcid.org/0000-0001-5025-4445>

© А.Г. Бризгалін, П.С. Шльонський, С.Д. Венцев, Є.Д. Пекар, 2022

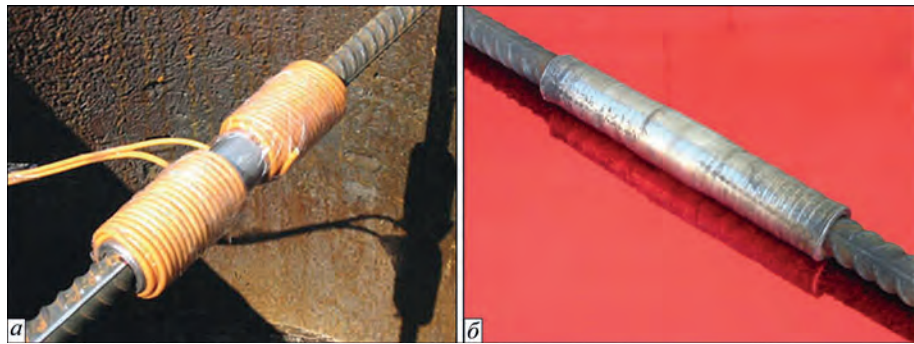


Рис. 2. Муфтове з'єднання арматури, підготовлене до обтиснення вибухом (а) та муфтове з'єднання після вибуху (б)

3760-98 [3], номінальний діаметр стрижня 25 мм, $\sigma_t = 600$ МПа, площа поперечного перерізу основного стрижня 491 мм², максимальний діаметр 28 мм, площа поперечного виступу біля основи 96 мм², середня погонна кількість поперечних виступів (з урахуванням дефектів виготовлення арматури у вигляді відсутності виступів) 114 шт./м.

Муфти (трубки) виготовлялися зі сталі 06Г2Б, $\sigma_t = 440$ МПа, зовнішній діаметр 44 мм, товщина стінки 6 мм, довжина 235 та 255 мм. Площа поперечного перерізу муфти вибиралася таким чином, щоб її міцність на розтягування була дещо більшою за міцність арматури, зусилля, при якому досягається межа плинності 315 та 300 кН, відповідно.

Виготовлено три зразки з'єднань арматури, обтискання муфт яких здійснювалося зарядами, що складаються з одного, двох та трьох шарів ДШЕ-12.

Одного шару виявилось недостатньо для надійного обтиснення муфти. Два та три шари утворили щільне з'єднання муфти з арматурою.

Додатково по два зразки було виготовлено з обтисканням муфти двома шарами шнура, що детонує, із зазором між кінцями арматури 20 та 40 мм, відповідно довжина муфти – 235 та 255 мм, довжини ділянок, які обтиснуті, зберігалися постійними.

При випробуваннях зразків на розтягнення руйнування відбувалося завжди по основному металу арматури (рис. 3).

Напружений стан металу муфти у зоні стику багато в чому визначається зазором між кінцями арматури. У зразках з нульовим зазором при розтя-

гуванні, яке створює осьові напруження близькі до межі плинності, у поперечному перерізі муфти, що проходить через стик кінців арматури, буде створено об'ємний напружений стан. Зусилля розриву в цьому випадку має збільшитись, а руйнування стінки муфти повинно мати крихкий характер. Зі збільшенням зазору головні напруги в кільцевому напрямку і по товщині зменшуватимуться, напружений стан буде наближатися до лінійного, загальна міцність металу муфти на розрив повинна зменшитися, характер руйнування буде більш в'язким.

Для перевірки впливу зазору на міцність з'єднання та характер руйнування було проведено серію експериментів на зразках з арматури з $d_n = 28$ мм класу А400С зі сталі 25Г2С. Метал муфт – сталь 20. Внутрішній діаметр муфт 32 мм, розрахунковий зовнішній діаметр муфт 43,5 мм. З метою руйнування з'єднання по металу муфти зовнішній діаметр прийнятий рівним 43 мм, товщина стінки муфт становила 5,5 мм.

Обтискання муфт здійснювалося за допомогою ДШЕ-12, що навивається на муфти у два шари. Зразки з зазором між кінцями арматури всередині муфти обтискалися лише з тієї частини муфти, яка була над арматурою. Результати випробувань наведено у табл. 1.

На рис. 4 наведено вигляд перерізу муфт після руйнування зразків з різним зазором. Слід зазначити, що руйнування зразків відбувалося при напруженнях, близьких до межі міцності арматури.

Додатково дві серії випробувань на міцність (по 2 зразки) було проведено на зразках, виго-

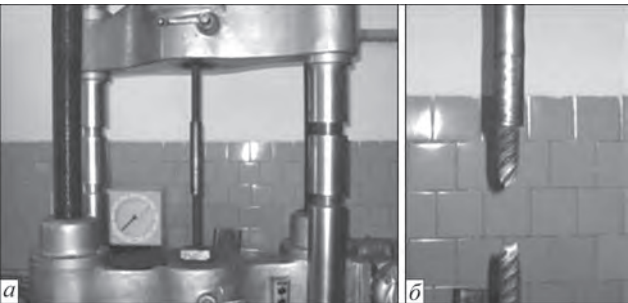


Рис. 3. Випробування з'єднання арматури на розрив: а – зразок перед випробуванням у руйнувальній машині; б – зразок після випробування

Таблиця 1. Результати випробувань з'єднань арматури з різною величиною зазору між її кінцями

Номер з'єднання	Величина зазору, мм	Середнє зусилля розриву, кг	Місце розриву
1	0	32000	По муфті
2	0	36500	По основному металу
3	0	35500	–»–
4	20	31000	По муфті
5	20	27750	–»–
6	20	29000	–»–
7	40	31500	–»–
8	40	33000	–»–
9	40	32750	–»–



Рис. 4. Характер зламу зразків при випробуванні на розтягування: а – зразок з нульовим зазором; б – зразок з зазором 20 мм; в – зразок з зазором 40 мм

Таблиця 2. Результати втомних випробувань муфтових з’єднань

Номер зразка	Навантаження, тс		Напруження, МПа		Число циклів
	max	min	max	min	N
1	25,1	10,1	306,16	122,50	287840
2	25,0	10,0	304,94	122,0	323390
3	19,0	7,6	231,76	97,70	837680
4	28,0	11,2	341,50	136,60	289150
5	22,0	8,8	268,35	107,30	529030
6	13,1	5,3	160,0	64,0	2290430 не зруйновано

товлених з арматури класу А500С з $d_n = 32$ мм. Муфти виготовлялися з низьковуглецевої сталі з $\sigma_t = 270$ МПа та з $\sigma_t = 400$ МПа, товщина стінки становила 10,5 та 8 мм відповідно. У всіх випадках руйнування відбувалося по основному металу арматури.

Мости та подібні до них залізобетонні конструкції зазнають змінних навантажень від транспорту, що ними рухається.

У ДБН В.2.3-14 [5] наведено формули розрахунку арматури на межу витривалості при випробуваннях на розтяг. ДСТУ 3760 [3] регламентує проведення циклічних випробувань таким чином: «Арматурний прокат класів А400, А 500, А600, А600С, А600К, А800, А800К і А1000 повинен витримувати без руйнування 2 млн циклів навантажень при максимальному напруженні, що становить 60 % від нормованої межі плинності при розтягу. При цьому розмах напружень повинен становити 180 Н/мм²».

Втомні випробування виконували в лабораторних умовах ІЕЗ ім. Є.О. Патона при м’якому ре-

жимі осевого гармонійного розтягування в багатоциклічній області довговічності з частотою 5 Гц і коефіцієнтом асиметрії циклу $\rho = 0,4$. Дослідження проводили на арматурі класу А500 (А IV) діаметром 32 мм загальною довжиною 800 мм, $\sigma_t = 500$ МПа, $\sigma_{max} = 300$ МПа, $\sigma_{min} = 120$ МПа.

Критерієм завершення випробувань був повний злам зразка. Зразки зруйнувалися всередині муфти на відстані 10...35 мм від її краю. Результати досліджень представлені у табл. 2, а також у графічному вигляді на рис. 5.

Результати експериментальних досліджень дозволяють визначити опір втомі муфтових з’єднань арматури класу А500С діаметром 32 мм при асиметричному циклі осевого розтягування $\rho = 0,4$ у всій багатоциклічній області змінного навантаження. Межа витривалості таких з’єднань на базі $2 \cdot 10^6$ циклів становить 165 МПа.

У ДБН В.2.3-14 [5] величина коефіцієнта, що характеризує працездатність з’єднання арматури класу А500 (А IV) при циклічних випробуваннях з коефіцієнтом асиметрії 0,4, приймається рівною 0,75. Величина коефіцієнта, яка отримана експериментально, дорівнює 0,87, що вище нормативного і цілком задовольняє вимогам ДБН В.2.3-14. Такі з’єднання ні по міцності, ні по опору втомі не поступаються з’єднанням, які отримуються іншими широко застосовуваними в промисловості способами.

Необхідно зазначити, що для обтиснення муфт вибухом використовуються заряди малої потужності, одночасно може бути ініційовано до 10 зарядів, безпечна відстань від вибуху до місця розташування людини за дією ударної хвилі – 30 м [6], протягом робочої зміни бригада з 7 осіб може виготовити 50...100 стиків. Досвід використання обробки

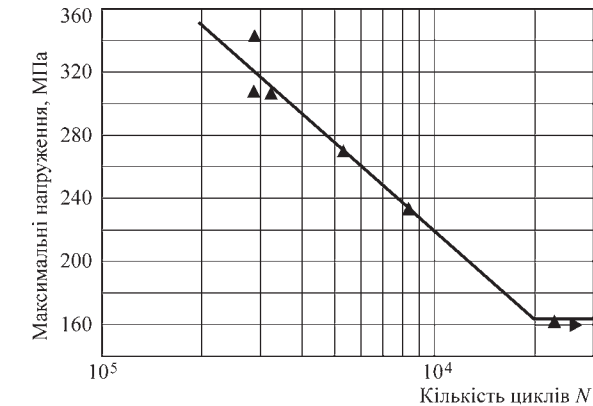


Рис. 5. Графік опору втомі муфтових з’єднань

вибухом на працюючих підприємствах [7] свідчить про можливість промислового застосування цього способу на великих будівельних об'єктах.

Висновки

1. Використання сталевих муфт, що обтискаються вибухом, дозволяє отримувати з'єднання ТБА, що відповідають будівельним нормам України, які за міцністю та циклічною довговічністю не поступаються тим, які отримані традиційними способами.

2. Застосування способу обтискання муфт вибухом можливе на працюючих підприємствах і великих будівельних об'єктах.

3. Спосіб, який запропоновано у цій роботі, має більшу продуктивність у порівнянні з традиційними способами.

Список літератури

1. ДСТУ Б В.2.6-168:2011 *Арматурні та закладні вироби зварні, з'єднання зварні арматури та закладних виробів залізобетонних конструкцій. Загальні технічні умови.*
2. ДСТУ Б В.2.6-169:2011 *З'єднання зварні арматури та закладних виробів залізобетонних конструкцій. Типи, конструкції та розміри.*
3. ДСТУ 3760:2019 *Прокат арматурний для залізобетонних конструкцій. Загальні технічні умови.*

4. Петушков В.Г. (2005) *Применение взрыва в сварочной технике*. Київ, Наукова думка.
5. ДБН В.2.3-14:2006 *Мости та труби. Правила проектування.*
6. (2013) *Правила безпеки під час поводження з вибуховими матеріалами промислового призначення*. Київ, Друкарня ДП «Редакція журналу «Охорона праці».
7. Лобанов Л.М., Брызгалін А.Г., Добрушин Л.Д. (2009) *Расширение технологических возможностей обработки взрывом для снижения остаточных напряжений в сварных соединениях декомпозируемых объемом до 5000 м³. Автоматическая сварка*, **11**, 54–56.

References

1. DSTU B V.2.6-168:2011. *Welded rebars and embedded products, welded joints of rebars and embedded products of concrete structures. General technical conditions* [in Ukrainian].
2. DSTU B V.2.6-169:2011. *Welded joints of rebars and embedded products of concrete structures. Types, structures and dimensions* [in Ukrainian].
3. DSTU 3760L:2019. *Reinforcing bars for concrete structures. General technical conditions* [in Ukrainian].
4. Petushkov, V.G. (2005) *Application of explosion in welding technology*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
5. DBN V.2.3-14:2006. *Bridges and pipes. Design rules* [in Ukrainian].
6. (2013) *Safety rules when handling explosive materials for industrial purposes*. Kyiv, Okhrona Pratsi [in Ukrainian].
7. Lobanov, L.M., Bryzgalin, A.G., Dobrushin, L.D. et. al. (2009) *Widening of technological capabilities of explosion treatment for reducing residual stresses in welded joints on up to 5000 m3 decomposers. The Paton Welding J.*, **11**, 46-48.

JOINING BUILDING REBARS USING COUPLINGS COMPRESSED BY EXPLOSION

A.G. Bryzgalin, P.S. Shlyonskyi, S.D. Ventsev, E.D. Pekar

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

Joining building rebars is a labour-consuming critical process. Arc welding processes are of little use in the cases of application of heat-strengthened building rebars, or such which have a protective layer. It is shown that use of steel couplers, compressed by explosion, allows obtaining strong and reliable joints of building rebars for various applications. Coupler parameters are calculated under the condition of equal strength with the rebar steel. Rupture testing revealed a higher strength of the coupler joint, compared to the strength of rebar beyond which rupture took place. Cyclic fatigue life testing showed that fatigue resistance of coupler joints is higher than what is required by normative documentation. There is experience of application of explosives in large construction sites and in operating industrial facilities. 7 Ref., 2 Tabl., 5 Fig.

Keywords: building reinforcement, reinforcement joint, coupling, fatigue resistance, strength, explosion compression

Надійшла до редакції 04.08.2022

InnoTrans



Міжнародна виставка транспортних технологій

На міжнародній виставці транспортних технологій InnoTrans 2022, яка була проведена з 20 по 23 вересня у Берліні, Україну представляли на колективному стенді 13 компаній: ТОВ «АТ-Сигнал», ТОВ «ІК «Восток», ДМЗ «Карпати», ТОВ «Київгума», ПрАТ «Львівський локомотиворемонтний завод», ТОВ «Міжнародне ділове співробітництво», ТОВ «Пром Альянс», Асоціація «ОКО», ТОВ «РВА Україна», ТОВ «Білоцерківський завод «Трібо», ТОВ «Українська локомотивобудівна компанія», Ukreastindustry (UCI Group) та Індустріальна група УПЕК. «Присутність українських компаній на заході такого масштабу є надважливою, адже кожні два роки InnoTrans збирає тисячі керівників галузі машинобудування», – наголосив заступник директора Офісу з розвитку підприємництва та експорту Андрій Литвин.

Унікальна концепція InnoTrans включала експозицію просто неба, спеціалізовану виставку та широку програму конференцій. Цього року виставка зібрала 2800 учасників з 56 країн.

Під час виставки InnoTrans 2022 АТ «Укрзалізниця» та найбільший залізничний оператор Німеччини Deutsche Bahn підписали меморандум про підтримку та співпрацю. Меморандум передбачає співпрацю між компаніями для розширення коридорів залізничних вантажних перевезень та пропускнуої спроможності терміналів. Крім того, меморандум передбачає інші взаємодії між компаніями, зокрема, допомогу Німеччини Укрзалізниці у відновленні інфраструктури.

Устаткування для контактного стикового зварювання залізничних рейок було представлено такими відомими світовими виробниками як: Schlatter Industries AG, Швейцарія; Holland, США; Plasser & Theurer, Австрія.

Технології та устаткування для контактного стикового зварювання залізничних рейок, розробки Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона Національної академії наук України, були представлені компанією SAS Sculfort YEL, Франція.

Олександр Кавуніченко

ІОННО-ПЛАЗМОВЕ АЗОТУВАННЯ НА ВНУТРІШНІХ ЦИЛІНДРИЧНИХ ПОВЕРХНЯХ ВИРОБІВ

І.В. Смирнов¹, А.В. Чорний¹, В.В. Лисак¹, М.О. Сисоєв², Г.П. Кисла²

¹Навчально-науковий інститут матеріалознавства та зварювання імені Є.О. Патона НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056. м. Київ, просп. Перемоги, 37.

E-mail: smirnovkpi@gmail.com, black803@gmail.com, vvlysak@ukr.net

²ПАТ «ПлазмаТек». 21036. м. Вінниця, вул. Максимовича, 18.

Розроблено технологічні режими імпульсного іонно-плазмового азотування внутрішніх циліндричних поверхонь із застосуванням пустотилого перфорованого анода. В результаті формуються дифузійні покриття, що складаються з ділянок з різним хімічним і фазовим складом. Максимальна концентрація азоту спостерігається на ділянках напроти отворів в аноді, які роблять на певній відстані під певним кутом, відповідно ці ж ділянки містять тверду фазу з нітриду заліза, дискретно розташовану в м'якій матриці α -заліза. Випробування за умов сухого тертя метал по металу показали, що зносостійкість зразків, взятих з різних ділянок азотованих зразків, у 3...5 рази більша вихідного, неазотованого зразка, що свідчить про високу зносостійкість і перспективність подальшого їхнього дослідження. Бібліогр. 12, табл. 1, рис. 6.

Ключові слова: іонно-плазмове азотування, дискретно-матричні покриття, технологічні режими, зносостійкість, внутрішні циліндричні поверхні

Вступ. Іонно-плазмове азотування порівняно з іншими методами азотування має низку техніко-економічних переваг таких, як мінімальна енерго- і трудоемність процесу, високі показники контактної витривалості, тріщиностійкості, втомної міцності зміцненої поверхні. Крім того, воно дозволяє усувати хімічні забруднювачі, що потрапляють в навколишнє середовище при застосуванні традиційних обробок хімічних, електрохімічних, сольових тощо.

Одночасно з екологічністю та економічністю процесу іонно-плазмове азотування дозволяє отримувати дифузійні шари заданого складу і структури як з нітридною зоною на поверхні, так і без неї. В першому випадку забезпечується висока корозійна та зносостійкість поверхонь тертя, але зменшується тріщиностійкість, в другому – підвищується опір знакозмінним навантаженням за умов високого тиску та температури.

Іонно-плазмове азотування дозволяє також розв'язати проблему зміцнення отворів особливо глибоких, довжина яких в десять і більше разів перевищує діаметр, що є досить складним завданням практично для всіх методів інженерії поверхні та потребує подальших досліджень.

Технологіям азотування, в тому числі сумісного насичення поверхні сталі азотом і вуглецем (карбонітрування), присвячено багато робіт як вітчизняних, так і закордонних вчених [1–4].

В роботі [5] наведено результати азотування плазмою високої щільності при температурі 673 К з порожнім трубчастим катодом зразків невеликого розміру з нержавіючої сталі мартенситного кла-

су AISI 420-J2 в результаті отримано поверхневий азотований шар товщиною до 80 мкм і концентрацією азоту на поверхні 31 ат. %. В роботі [6] також виконано дослідження з азотування в режимі порожнистого катода виробів типу мікротруб зі сталей AISI 304 та AISI 316 довжиною від 5,5 до 30,0 мм і внутрішнім діаметром від 0,58 до 16,9 мм та зовнішнім від 0,88 до 21,5 мм. Суміш газів азоту та водню пропускала через отвір, при цьому твердість внутрішньої поверхні підвищувалася до більш ніж 800 HV.

Автори роботи [7] проводили іонне азотування трубчастих зразків зі сталі 32CrMoV12-10 з діаметром отворів 6 і 8 мм та довжиною 500 мм при температурі 500 °С протягом 6 год із сумішшю газів водню та азоту. Довжина азотованого шару становила 234 мм при діаметрі отвору 8 мм і 138 мм при діаметрі отвору 6 мм. Таким чином, довжина азотованого шару зі зменшенням діаметра отвору зменшувалася. Азотована поверхня складалася з композиційного шару на поверхні та дифузійної перехідної зони. Поверхнева твердість зразків збільшилась на 100 %. Автори роботи [8] застосовували газове азотування для обробки каналів стволів стрілецької зброї діаметром від 5,56 до 12,5 мм зі сталі 38НМЖ в середовищі аміаку NH_3 . В результаті формувалася зміцнений шар товщиною близько 220 мкм з мікротвердістю біля поверхні 900 HV, при цьому на поверхні утворювався білий шар з нітридів заліза структури $\epsilon + \gamma'$ -фаз товщиною 12...15 мкм, який має високу твердість, корозійну стійкість, але низьку тріщиностійкість.

Смирнов І.В. – Scopus Author ID 57201535183, Чорний А.В. – Scopus Author ID 57194576427,

Лисак В.В. – <https://orcid.org/0000-0002-6565-2793>, Сисоєв М.О. – <https://orcid.org/0000-0001-7243-2388>,

Кисла Г.П. – Scopus Author ID 26428845500

© І.В. Смирнов, А.В. Чорний, В.В. Лисак, М.О. Сисоєв, Г.П. Кисла, 2022

Тріщино- і зносостійкість азотованих шарів значною мірою можна підвищити шляхом формування дискретних структур, які все ширше застосовуються в різноманітних галузях машинобудування [9].

Принцип дискретної структури полягає в заміні суцільної структури поверхневого шару на дискретно-матричну, що значно підвищує граничний стан поверхні (контактні навантаження, критичні деформації основи, тріщиностійкість, довговічність) порівняно з суцільним покриттям тієї ж товщини, складу і твердості.

Зважаючи на недостатнє вивчення явищ, що відбуваються на поверхні дискретної структури, та відсутність методів її конструювання, багато досліджень було направлено на оптимальне конструювання дискретної структури з урахуванням залишкових напружень [10].

Розміри і конфігурацію окремих ділянок розраховують, виходячи з умов мінімізації рівня напружено-деформованого стану під час механічного й температурного впливу та визначають аналітичними і чисельними методами.

Для формування дискретно-матричної структури іонно-плазмовим методом використовують різноманітні екрани, трафарети, маски, в тому числі у вигляді металевої сітки [11, 12]. Геометричні параметри сіток обирають з розрахунку розмірів дискретної ділянки і суцільності із забезпеченням мінімального рівня залишкових напружень в поверхневому шарі. Відстань між екраном і підкладкою визначає форму крайки окремої дискретної ділянки.

Таким чином, розробка і дослідження способів формування дискретно-матричної структури є однією з актуальних задач в проблемі підвищення фізико-механічних властивостей поверхні.

Мета даної роботи – зміцнення внутрішніх поверхонь циліндричних отворів шляхом формування дискретно-матричних покриттів при іонно-плазмовому азотуванні.

Методика досліджень. Дослідження проводили із застосуванням експериментальної вакуумної установки, оснащеної джерелом постійної регульованої напруги, високочастотним генератором та імпульсним модулятором, виконаним на вакуумних електронних приладах ГУ-81М. Завдяки своїм характеристикам ці прилади автоматично обмежують струм і навантаження заданою величиною та переривають процес дугоутворення, який супроводжується вибухоподібним локальним руйнуванням катодної поверхні.

Досліди проводили на трубчастих зразках із зовнішнім діаметром 30 мм, внутрішнім – 12 мм та довжиною 240 мм. Основним матеріалом була сталь 40ХН2МА, оскільки її склад і властивості близькі до матеріалу, з якого можна виготовляти стволи вогнепальної зброї, що дуже актуально сьогодні для покращення обороноздатності України. Хімічний склад цієї сталі такий, мас. %: 0,41 С; 0,31 Si; 0,57 Mn; 0,003 S; 0,017 Р; 0,8 Cr; 1,37 Ni; 0,07 W; 0,01 V; 0,21 Mo; 0,18 Cu; 0,001 Ti; 0,016 Al; 0,009 N, а її механічні властивості та термічна обробка згідно з сертифікатом якості наведено в таблиці.

Вимірювання мікротвердості на внутрішніх поверхнях здійснювали по перерізу мікрошліфа за допомогою твердоміра ПМТ-3 з навантаженням на індентор 50 г, зносостійкість визначали за схемою вал–колодка, контртілом слугував стрижень діаметром 10 мм із вуглецевої сталі, загартованої до твердості 28...35 HRC. Мікроструктура і хімічний склад покриттів визначали за допомогою скануючого електронного мікроскопа РЕМ-106І, оснащеного енергодисперсним мікроаналізатором OXFORD х-act. Дифрактометричний аналіз проводили за допомогою рентгенівського дифрактометра Rigaku Ultima IV.

Результати досліджень. Процес азотування здійснювали в режимі аномального тліючого розряду, за якого вся поверхня катодного електрода (у нашому випадку деталі) бере участь у розряді і вкрита плазмовим світінням. Напруга на такому розряді становить сотні вольт, а густина струму на деталі до 10 мА/см².

Параметри режиму високочастотного імпульсного азотування, що забезпечують стабільне горіння аномального тліючого розряду наведено нижче:

тиск в робочій камері, Па	250...350
напруга U, кВ	0,8...1,0
густина струму, мА/см ²	9
частота імпульсів f ₀ , кГц	10
скважність імпульсів Q	1,5...2,0
тривалість процесу, год	5...6

В якості робочого газу використовували суміш 75 % N₂ + 25 % Ar, а для очищення поверхні на початковому етапі – чистий аргон.

Температура зразка під час азотування не перевищувала 580 °С, її регулювали шляхом зміни таких параметрів імпульсного режиму живлення, як напруга та скажність імпульсів.

Частоту імпульсів на рівні 10 кГц встановлювали, виходячи з умов недопущення переходу

Механічні властивості						Термічна обробка			
σ _т , МПа	σ _в , МПа	δ, %	ψ, %	a _n , Дж/см ²	НВ	Гартування		Відпуск	
						Температура, °С	Середовище охолодження	Температура, °С	Середовище охолодження
961	1118	21	64	107	195	850...40	Олива	620...60	Вода

аномального тліючого розряду в дуговий, який пошкоджує поверхню виробів і може призвести до браку. Таким чином, застосування імпульсного режиму азотування забезпечує стійкість процесу дифузійного насичення поверхні без електричних пробоїв та дугоутворення і відповідно до вольт-амперної характеристики електричного розряду реалізується режим аномального тліючого розряду. Важливу роль в даному процесі відіграє скважність імпульсів, зменшення якої призводить до локалізації об'єму плазми в трубчастому зразку. Це можна компенсувати збільшенням напруги, однак викликає на поверхні зразка перегрів, що призводить до небажаних структурних перетворень. Рівномірність горіння плазми опосередковано оцінювали за нагріванням зразка за допомогою термопар, розташованих на краях і посередині зразка. Якщо тліючий розряд рівномірно розповсюджується по всій довжині зразка, то різниця температур між термопарами не перевищує 10 °С.

Азотування внутрішніх поверхонь отворів у трубчастих зразках реалізовували таким чином:

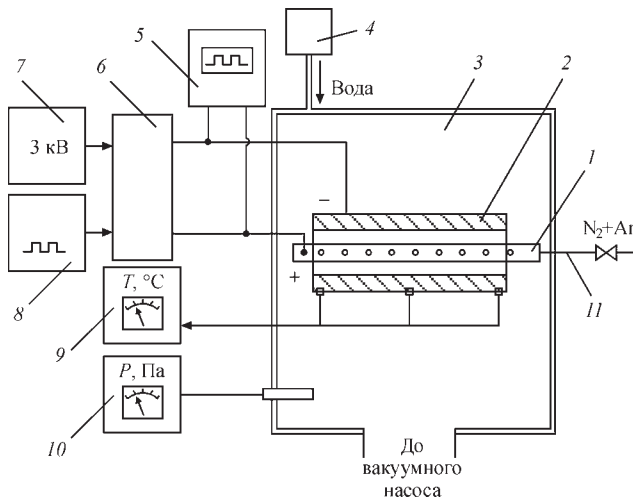


Рис. 1. Схема експериментальної установки іонно-плазмового азотування: 1 – анод трубчастої форми з отворами для подачі газу; 2 – порожнистий азотований катод-зразок; 3 – вакуумна камера; 4 – блок водяного охолодження вакуумної камери; 5 – осцилограф; 6 – модулятор; 7 – джерело живлення постійного струму з регулюванням напруги; 8 – генератор імпульсів зі зміною частоти та скважності; 9 – термопари та пристрій для вимірювання температури; 10 – пристрій для вимірювання тиску в камері; 11 – вакуумний натікач робочого газу

всередині зразка коаксіально встановлювали трубчастий анод діаметром 5 мм з бічними отворами та заглушеним одним торцем, відкритий торець анода з'єднували трубопроводом для подачі робочого газу 75%N₂ + 25%Ar, так щоб газ входив через бічні отвори анода в порожнину зразка і потім виходив у вакуумну камеру, яка постійно відкачується (рис. 1). Катод-зразок і анод фіксували спеціальними ізоляторами, встановленими на загальній суцільній платформі.

Отвори у трубчастому аноді розміщували таким чином, щоб унеможливити перекриття азотованих зон з максимальною концентрацією азоту (рис. 2, а). З урахуванням зовнішнього діаметра анода та внутрішнього діаметра порожнистого катода, а також розподілу поля концентрації азоту по поперечному перерізу отвори робили через 20 мм під кутом 120°.

Експериментальний зразок (рис. 2, б) розрізали таким чином, щоб можна було провести комплекс досліджень. В середній частині вирізали зразок № 1 у вигляді кільця для проведення мікроскопічних досліджень, далі відрізали зразки № 2 і 3 у вигляді півкільць для проведення випробувань на зносостійкість за схемою вал–колодка. На поверхні зразка також видно отвір для встановлення трубчастої термопар, яка з метою електричної розв'язки містилася в керамічному чохлі.

Поля розподілу концентрації азоту по поперечному перерізу зразка № 1 наведено на рис. 3, а, з чого можна зробити висновок про нерівномірність розподілу азоту по перерізу, при цьому максимальна концентрація спостерігається з боку напроти розташування отворів у трубчастому аноді. На кривій зміни концентрації азоту в поперечному перерізі (рис. 3, б) спостерігаються перегини, перший незначний на відстані від поверхні 15 мкм з концентрацією азоту на рівні 21 ат. % і другий на відстані 60 мкм з концентрацією азоту на рівні 6 ат. %, далі змін не спостерігається, що пов'язано з низькою чутливістю мікроаналізатора.

На рис. 4, а наведено мікроструктуру азотованого шару зразка № 1 в місці з максимальною концентрацією азоту, на якій спостерігаються по-

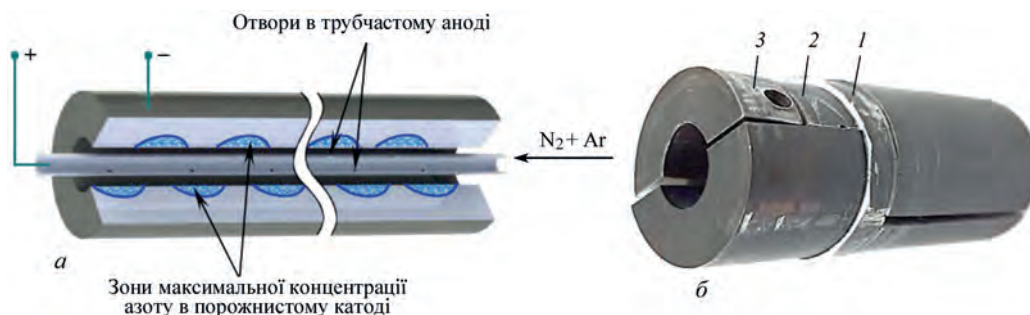


Рис. 2. Схема розташування дифузійних зон дискретно-матричного азотування вздовж трубчастого зразка (а) та експериментальний зразок (б), розрізаний на частини (1...3) для проведення мікроскопічних досліджень та випробувань на тертя

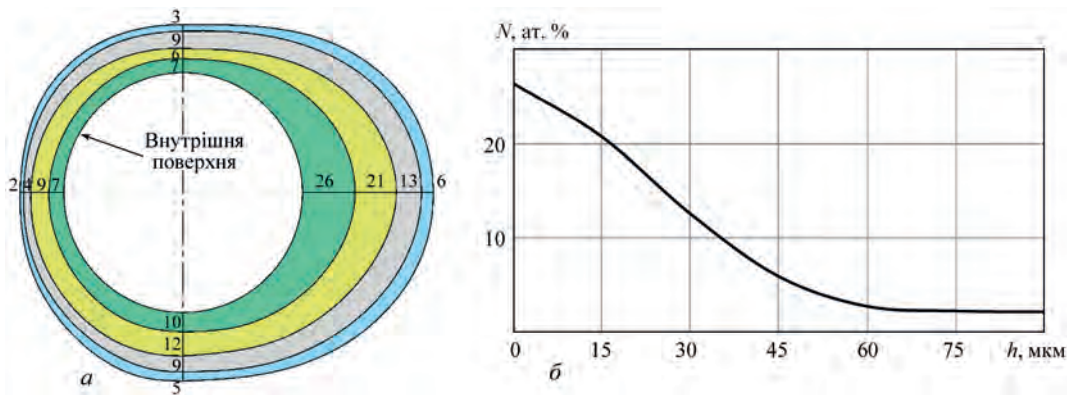


Рис. 3. Розподіл концентрації азоту (ат. %) по поперечному перерізу зразка № 1 (а) і радіально від центра в зоні з максимальною концентрацією азоту (б)

верхневі зони з різною концентрацією азоту, а на рис. 4, б – відповідно зміну мікротвердості.

Аналіз результатів визначення хімічного складу азотованого шару показав, що структура шарувата і складається з кількох зон: нітридної на поверхні, де утворилась γ' -фаза, та азотистого фериту. Легуючі елементи хром, нікель розчиняються в фериті, підвищують розчинність азоту в α -фазі, утворюючи спеціальні нітриди. Виділяючись в дрібнодисперсному стані ці нітриди сприяють підвищенню твердості азотованого шару, переважно в нижньому шарі насиченої зони. Хром як перехідний елемент активно взаємодіє з азотом та підвищує розчинність азоту в α -фазі. І зона з γ' -фазою дуже тонка і крихка. Після азотування на поверхні І зони вміст азоту сягає 8,97 мас. % (26,38 ат. %). Згідно з діаграмою стану залізо–азот при концентрації азоту близько 20 ат. % будуть утворюватися нітриди заліза, що обумовлює наявність максимальної твердості біля поверхні на рівні 805 МПа. В ІІ зоні хімічний склад азотованої поверхні відрізняється як від початко-

вого, так і азотованого шару: вміст азоту сягає 6,25 мас. % (20,8 ат. %) на відстані 6 мкм. ІІІ зона, на якій сформувався азотований шар, також зазнала змін хімічного складу: кількість азоту зменшилась до 3,5 мас. % (12,6 ат. %) на відстані 25 мкм, остання зона на межі з основою має вміст азоту 1,57 мас. % (5,96 ат. %) на відстані 46,25 мкм. На відстані близько 100 мкм кількість азоту становить 0,57 мас. % (2,22 ат. %).

Результати дифрактометричного аналізу (рис. 5), проведеного біля поверхні зразка № 1, показали наявність фази Fe_2N на рівні 7 %, решта припадає на $\alpha\text{-Fe}$ та Fe_3C відповідно 92 та 1 %.

На основі отриманих даних з розподілу концентрації азоту по поперечному перерізу зразка (рис. 3, б) наявність на поверхні білої нітридної зони (рис. 4, а), що підтверджується результатами дифрактометричного аналізу (див. рис. 5), можна зробити висновок, що в результаті іонно-плазмового азотування внутрішніх поверхонь із застосуванням пустотілого перфорованого анода формуються дифузійні покриття, що складаються з ділянок з різ-

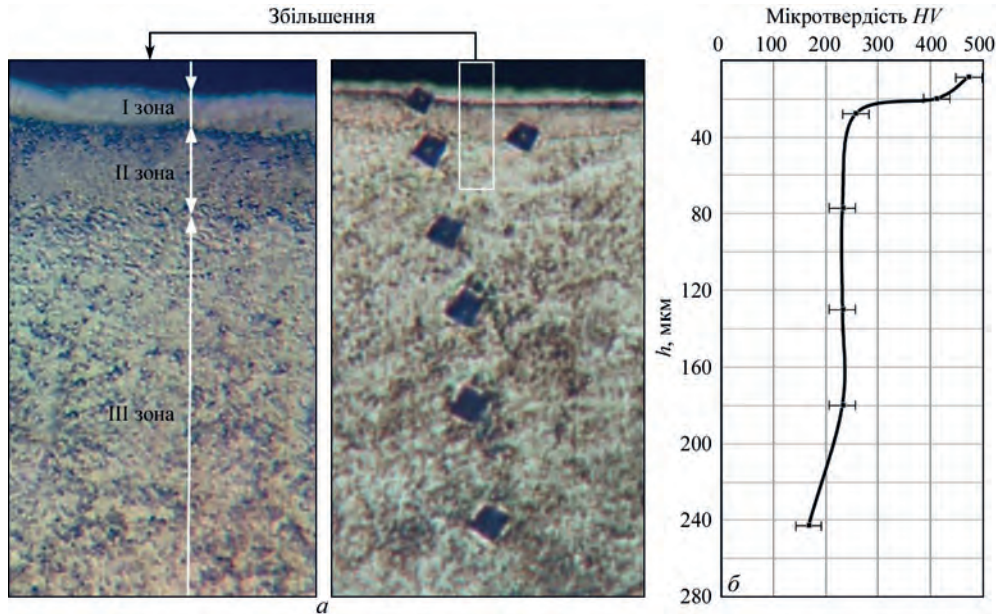


Рис. 4. Мікроструктура азотованої поверхні з максимальною кількістю азоту (а) і зміна мікротвердості в поперечному перерізі від центра трубчастого зразка (б)

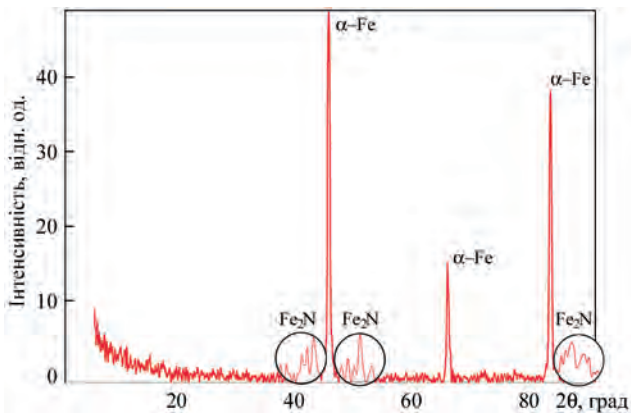


Рис. 5. Дифрактограма поверхневого шару зразка № 1 в місці з максимальною кількістю азоту

ним хімічним та фазовим складом. Максимальна концентрація азоту спостерігається на ділянках, що знаходились напроти отворів в аноді, зроблених на певній відстані (див. рис. 2, а), відповідно ці ж ділянки містять тверду фазу з нітриду заліза, яка відповідає за підвищення зносостійкості азотованої поверхні. Тобто є всі ознаки наявності певним чином дискретного розташування твердої нітридної фази в м'якій матриці α -заліза, що відповідає дискретно-матричним покриттям.

З метою підтвердження даного висновку та дослідження впливу дискретно-матричних покриттів, отриманих іонно-плазмовим азотуванням на зносостійкість, були проведені випробування на тертя зразків, вирізаних на різних ділянках, які мають різний розмір, наявність або відсутність на поверхні нітридної I зони з високою концентрацією азоту і відповідно максимальну твердість, що відображається на результатах зі зношування (рис. 6).

Як бачимо, найбільшу зносостійкість має зразок № 3, взятий напроти отвору в аноді, що демонструє після зношення нітридної зони з максимальною твердістю втрату маси з рівномірним її збільшенням. Зразок № 2, вирізаний зі зміщенням від отвору в аноді 15 мм, демонструє рівномірну втрату маси, як і у випадку зі зразком № 3, що по-

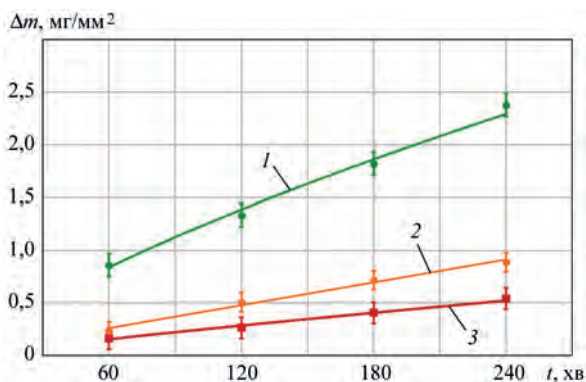


Рис. 6. Кінетика зношування зразків зі сталі 40XH2МА у вихідному стані та після іонно-плазмового азотування: 1 – вихідний зразок; 2, 3 – азотований зразок відповідно № 2 і 3

яснюється більш однорідною структурою азотованого шару, проте зносостійкість в 1,8 раза нижча. Взагалі зносостійкість усіх азотованих зразків після 240 хв випробувань в 3–5 рази більша, ніж вихідного неазотованого зразка. Це свідчить про перспективність використання дискретно-матричних покриттів та перспективність подальших їх досліджень. Отримані результати є універсальними і можуть бути застосовані для зміцнення інших сталей, що підлягають азотуванню.

Висновки

1. Розроблено технологічні режими імпульсного іонно-плазмового азотування внутрішніх поверхонь на базі експериментальної вакуумної установки, оснащеної джерелом постійної регульованої напруги, височастотним генератором та імпульсним модулятором. Завдяки своїм характеристикам ці прилади автоматично обмежують струм навантаження заданою величиною та переривають процес дугоутворення, який супроводжується вибухоподібним локальним руйнуванням катодної поверхні зразка, що не припустимо.

2. В результаті проведених досліджень встановлено, що іонно-плазмове азотування внутрішніх поверхонь із застосуванням пустотілого перфорованого анода призводить до формування дифузійних покриттів, що складаються з ділянок з різним хімічним та фазовим складом. Максимальна концентрація азоту на рівні 8,97 мас. % (26,38 ат. %) спостерігається на ділянках, що знаходились напроти отворів в аноді, які роблять на певній відстані під певним кутом, відповідно ці ж ділянки містять тверду фазу з нітриду заліза, дискретно розташовану в м'якій матриці α -заліза.

3. Випробування за умов сухого тертя метал по металу показали, що зносостійкість зразків, взятих з різних ділянок азотованих зразків, у 3...5 рази більша, ніж вихідного неазотованого зразка, що свідчить про їхню високу зносостійкість та перспективність подальших їх досліджень.

4. В подальшому за результатами досліджень планується розробка технологічного регламенту для конкретних трубчастих виробів, внутрішні отвори яких підлягають зміцненню шляхом азотування.

Список літератури

1. Пастух І.М. (2006) *Теория и практика безводородного азотирования в тлеющем разряде*. Харьков, ННЦ ХФТИ.
2. Каплун В.Г., Каплун П.В. (2015) *Ионное азотирование в безводородных средах*. Хмельницький, ХНУ.
3. Pye, D. (2003) *Practical Nitriding and Ferritic Nitrocarburizing*. ASM International Park, Ohio.
4. Hossein Aghajani, Sahand Behrangi (2016) *Plasma Nitriding of Steels*. Springer International Pub.
5. Farhali, A., Aizawa, T. (2017) Phase transformation induced by high nitrogen content solid solution in the martensitic

- stainless steels. *Materials Transactions*, **58**, 697–700. DOI: <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2016418>
6. Aizawa, T., Wasa, K. (2017) Low temperature plasma nitriding of inner surfaces in stainless steel mini-/micro-pipes and nozzles. *Micromachines*, **8**, 157. DOI: <https://doi.org/10.3390/mi8050157>
 7. Pokorný, Z., Kadlec, J., Hruby, V. et al. (2011) Hardness of plasma nitrided layers created at different conditions. *Chemické Listy*, **105**, 717–720.
 8. Latas, Z., Michalski, J., Tacikowski, J., Betiuk, M. (2013) Azotowanie regulowane luf broni strzeleckiej. *Inżynieria powierzchni*, **1**, 26–33.
 9. Ляшенко Б.А., Мовшович А.Я., Долматов А.И. (2001) Упрочняющие покрытия дискретной структуры. *Технологические системы*, **4**, 17–25.
 10. Ляшенко Б.А., Сорока Е.Б., Рутковский А.В. (2002) Определение параметров дискретной структуры покрытий с учетом остаточных напряжений. *Проблемы прочности*, **4**, 119–125.
 11. Katoh, T., Aizawa, T., Yamaguchi, T. (2015) Plasma assisted nitriding for micro-texturing martensitic stainless steels. *Manufacturing Rev.*, **2**, 7 pp. DOI: <https://doi.org/10.1051/mfreview/2015004>
 12. Матвеев Н.В. (2007) Получение несплошных износостойких покрытий в вакууме с применением формирующего сепаратора. *Сварочное производство*, **5**, 35–38.
 3. Pye, D. (2003) *Practical Nitriding and Ferritic Nitrocarburizing*. ASM International Park, Ohio.
 4. Hossein Aghajani, Sahand Behrangi (2016) *Plasma Nitriding of Steels*. Springer International Pub.
 5. Farghali, A., Aizawa, T. (2017) Phase transformation induced by high nitrogen content solid solution in the martensitic stainless steels. *Materials Transact.*, **58**, 697–700. DOI: <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2016418>
 6. Aizawa, T., Wasa, K. (2017) Low temperature plasma nitriding of inner surfaces in stainless steel mini-/micro-pipes and nozzles. *Micromachines*, **8**, 157. DOI: <https://doi.org/10.3390/mi8050157>
 7. Pokorný, Z., Kadlec, J., Hruby, V. et al. (2011) Hardness of plasma nitrided layers created at different conditions. *Chemické Listy*, **105**, 717–720.
 8. Latas, Z., Michalski, J., Tacikowski, J., Betiuk, M. (2013) Azotowanie regulowane luf broni strzeleckiej. *Inżynieria powierzchni*, **1**, 26–33.
 9. Lyashenko, B.A., Movshovich, A.Ya., Dolmatov, A.I. (2001) Reinforcing coatings of discrete structure. *Tekhnologicheskie Sistemy*, **4**, 17–25 [in Russian].
 10. Lyashenko, B.A., Soroka, E.B., Rutkovsky, A.V. (2002) Determination of discrete structure parameters of coatings taking into account the residual stresses. *Problemy Prochnosti*, **4**, 119–125 [in Russian].
 11. Katoh, T., Aizawa, T., Yamaguchi, T. (2015) Plasma assisted nitriding for micro-texturing martensitic stainless steels. *Manufacturing Rev.*, **2**, 7. DOI: <https://doi.org/10.1051/mfreview/2015004>
 12. Matveev, N.V. (2007) Vacuum producing of discrete wear-resistant coatings using forming separator. *Svaroch. Proizvodstvo*, **5**, 35–38 [in Russian].

References

ION-PLASMA NITRIDING OF INNER CYLINDRICAL SURFACES OF PRODUCTS

I.V. Smirnov¹, A.V. Chorny¹, V.V. Lysak¹, M.O. Sysoyev², G.P. Kysla²

¹E.O. Paton Training-Research Institute of Materials Science and Welding of NTUU «Igor Sykorskyi Kyiv Polytechnic Institute». 37 Peremohi Ave. 03056. Kyiv. E-mail: smirnovkpi@gmail.com, black803@gmail.com, vvlysak@ukr.net

²PJSC «PlasmaTek». 18 Maksymovych 21036, Vynnytsya.

Technological modes of pulsed ion-plasma nitriding of inner cylindrical surfaces with application of a hollow perforated anode were developed. It results in formation of diffusion coatings, consisting of areas of different chemical and phase composition. Maximum concentration of nitrogen is observed in the areas opposite openings in the anode, which are made at a certain distance at a certain angle. Accordingly, these same areas contain a hard phase from iron nitride, discretely arranged in a soft matrix of α -iron. Testing under the conditions of dry friction of metal against metal showed that the wear resistance of specimens, taken from different areas of the nitrided specimens, is 3 – 5 times higher than in the initial non-nitrided specimen that is indicative of a high wear resistance and good prospects for their further investigation. 12 Ref., 1 Tabl., 6 Fig.

Keywords: ion-plasma nitriding, discrete-matrix coatings, process modes, wear resistance, inner cylindrical surfaces

Надійшла до редакції 17.10.2022

Hypertherm associates офіційно закриває свою юридичну особу в росії

1 листопада 2022 р.



Hypertherm Associates, американський виробник виробів для промислового різання та програмного забезпечення, оголосив про плани офіційно закрити свою юридичну особу в росії. Це оголошення сталося після рішення в березні цього року призупинити бізнес через військове вторгнення росії в Україну. Триваюча гуманітарна криза та непередбачуване бізнес-середовище змусили

Hypertherm Associates дійти висновку, що відновлення бізнесу в росії деякий час буде неможливим.

Hypertherm Associates є американським виробником виробів для промислового різання та програмного забезпечення. Його продукти, включаючи плазмові системи Hypertherm і гідроабразивні системи OMAX, використовуються компаніями по всьому світу для будівництва кораблів, літаків, вагонів, а також для виготовлення важкого обладнання, сталевих будівель, вітрових турбін тощо. На додаток до систем різання, компанія створює ЧПК і програмне забезпечення, що сприяють підвищенню продуктивності та прибутковості для сотень тисяч підприємств.

Заснована у 1968 р., Hypertherm Associates є 100-відсотковою компанією, що належить асоційованим співробітникам, у якій працює близько 2000 співробітників, а також працюють представництва партнерів по всьому світу.

Дізнайтеся більше на www.HyperthermAssociates.com.

КЕРУВАННЯ ЕНЕРГЕТИЧНИМИ ПАРАМЕТРАМИ ПОТОКІВ ПЛАЗМИ СИСТЕМИ N–O–C–H

В.М. Пашенко

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

E-mail: vn.paschenko@ukr.net

Розглянуті способи керування параметрами плазмових потоків зміною геометричних розмірів дугового каналу та накладанням зовнішніх магнітних полів. Показана можливість підвищення рівня температур у всьому об'ємі потоку плазми системи N–O–C–H у разі збільшення діаметра соплового отвору дугового каналу, а за рахунок одночасного підвищення витрати плазмоутворювальної суміші компенсувати втрати швидкості без погіршення температурних характеристик. Доведена ефективність застосування зовнішніх поперечних магнітних полів для гармонізації взаємного положення окремих фаз гетерогенного потоку при газотермічному нанесенні покриття. Показано, що застосування поперечного поля зміщує просторове положення високотемпературної зони потоку плазми на $11...12^\circ$ відносно осі дугового каналу. За умови радіального подавання вихідного матеріалу, коли канали масоперенесення газової та конденсованої фаз двофазного потоку не співпадають, це дає можливість у 1,5...1,7 рази збільшити об'єм напilenого матеріалу за рахунок потрапляння більшої частини вихідного матеріалу в активну зону потоку. Досліджена залежність енергетичних параметрів генератора плазми та розмірів струменя високотемпературного газу від частоти обертання зовнішнього обертального магнітного поля та струму в обмотках електромагнітів. Встановлено, що оптимізацією параметрів генерації обертального поля можна суттєво (до 20 %) підвищити напругу на дузі та на 25...30 % збільшити об'єм високотемпературної зони із одночасним вирівнюванням параметрів по перерізу потоку плазми. Бібліогр. 8, рис. 8.

Ключові слова: генератор плазми, дуговий канал, плазмоутворювальна суміш повітря із вуглеводневим газом, температурні та швидкісні профілі потоку, розміри активної зони, зовнішнє поперечне магнітне поле, кут відхилення потоку, зовнішнє обертальне магнітне поле.

Вступ. У ході відпрацювання технологій плазмової обробки матеріалів і в процесі реалізації цих технологій широко використовуються способи керування енергетичними параметрами потоків плазми зміною режимних параметрів ведення процесу: струму дуги, витрати та складу плазмоутворювального газу. В багатьох випадках коригування режиму генерації плазми достатньо для досягнення мети керування [1, 2]. Але в окремих випадках, з метою досягнення більш радикального ефекту, необхідно застосовувати засоби, які потребують оптимізації геометричних розмірів дугового каналу або застосування додаткового обладнання для реалізації зовнішніх впливів.

На сьогодні розроблено і застосовується багато способів керування енергетичними і просторовими характеристиками плазмових струменів. Це може бути прямий вплив на параметри і просторове положення високотемпературного газового потоку, або непрямий, через вплив на електричну дугу ще на стадії формування потоку плазми. Найбільш перспективними вважаються магнітні та газодинамічні способи, а також керування зміною конфігурації та геометричних розмірів дугового каналу.

Магнітне керування через вплив на просторове положення електричної дуги широко використовується в технологіях зварювання та споріднених

процесів. Застосування магнітних полів підвищує продуктивність розплавлення електродного металу, робить можливим управління геометричними розмірами поперечного перерізу наплавлених валиків і зварних швів, подрібнює структуру наплавленого металу і швів, збільшує твердість, міцність і пластичність металу шва, підвищує опірність швів утворенню гарячих тріщин [3–6].

Змінюючи діаметр і лінійні розміри вихідного електрода, можна впливати на ККД генератора плазми і змінювати питому енергію плазмового струменя, хоча розподіл енергії в об'ємі струменя змінюється при цьому неконтрольовано. Наприклад, збільшення довжини вузької частини дугового каналу або довжини міжелектродної вставки підвищує значення падіння напруги на дузі, а застосування дугових камер із розширенням діаметра у напрямку витікання газу дозволяє знизити рівень теплових потоків у стінку і досягти високих значень місцевого ККД [7].

Застосування плазмоутворювальних сумішей системи N–O–C–H не змінюючи загальних тенденцій керування згаданими способами, вносить певні корективи в результати практичної реалізації цих способів впливу на енергетичні параметри дуги і, відповідно, потоків плазми, що генеруються. Метою роботи є дослідження особливостей застосування методів зовнішнього магнітного впливу та зміни розмірів дугового каналу (зокрема, діаметра соплового отвору вихідного електрода) з

метою корекції геометричних розмірів, положення у просторі та параметрів потоку плазми газових систем N–O та N–O–C–H.

Методики досліджень. Експериментальне дослідження потоків плазми системи N–O–C–H здійснювалось за допомогою ентальпійного зонду Грея [8]. Розподіл параметрів в об’ємі плазмового струменя досліджувався переміщенням пробовідбірника у просторі за допомогою трикоординатного маніпулятора. Для визначення ентальпії за допомогою зонду Грея вимірювався тепловий потік, який сприймав пробовідбірник при прокачуванні через нього проби газу у конкретній локальній точці потоку. Хімічний склад відібраної проби аналізувався на хроматографах типу ХЛ-3 та ЛХМ-8-МД. За відомим складом холодної проби газу розраховувався реальний хімічний склад середовища у точці відбирання проби з урахуванням фактичної температури. Температура визначалась за результатами вимірювань зондом значень ентальпії у конкретній точці потоку плазми. Динамічний напір потоку визначався за допомогою U-подібного водяного манометра, до якого приєднувався капі-

ляр пробовідбірника. Енергетичні характеристики плазмотрона визначались за результатами вимірювання струму, напруги і теплових втрат в елементи конструкції за відомими методиками [8].

Результати досліджень та їх обговорення. Дослідження проводились на двоелектродному плазмотроні потужністю до 50 кВт з термохімічним катодом, вихровою стабілізацією дуги по центру дугового каналу та автогазодинамічною стабілізацією довжини дуги. Визначались локальні значення температури плазми та швидкості потоку, а також хімічний склад середовища в локальних точках об’єму струменя плазми.

За результатами досліджень встановлені розподіли температури, швидкості середовища за довжиною струменя та в його поперечних перерізах.

Найбільш простим в технічній реалізації способом впливу на структуру струменя газоповітряної плазми та його розміри може бути зміна геометричних характеристик ділянок дугового каналу. Зокрема, мова йде про діаметр соплового отвору дугового каналу.

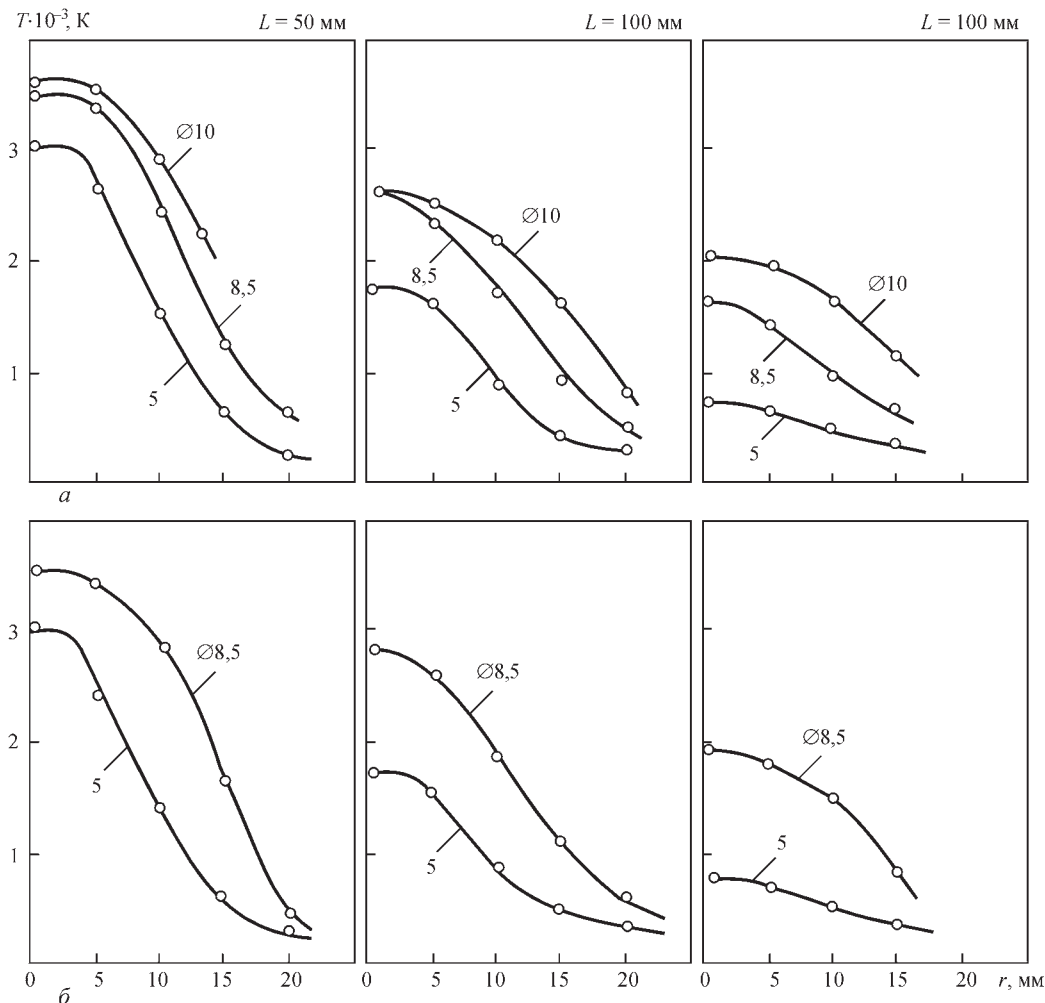


Рис. 1. Радіальні розподіли температури плазмового газоповітряного струменя за умови різних діаметрів соплового отвору дугового каналу: а – $Q_{\Sigma} = 3,7 \text{ м}^3/\text{год}$, $\alpha = 0,65$, $I = 200 \text{ А}$; б – $Q_{\Sigma} = 7,8 \text{ м}^3/\text{год}$, $\alpha = 0,65$, $I = 200 \text{ А}$ (r – відстань від осі дугового каналу по перерізу плазмового потоку; α – коефіцієнт витрати окиснювача)

Для досліджуваного генератора плазми, який розроблявся для нанесення покриттів, штатний діаметр соплової частини вихідного електрода (анода) становить 8,5 мм. Цей розмір оптимізувався з точки зору досягнення збалансованого ефекту при напilenні матеріалів всіх найбільш часто застосовуваних груп матеріалів, які можуть суттєво відрізнятися за температурою плавлення та іншими фізико-хімічними характеристиками.

Універсальний розмір соплового отвору дугового каналу не завжди є оптимальним при нанесенні конкретного матеріалу. Нагрівання тугоплавких речовин із низькою теплопровідністю (наприклад, оксидів) потребує збільшення часу перебування частинок в активній зоні струменя плазми та розмірів цієї зони зі збереженням (підвищенням) енергетичних характеристик потоку. Необхідного результату не завжди вдається досягти зміною режимних характеристик ведення процесу. До того ж слід мати на увазі вимогу забезпечення максимально можливої рівномірності профілів температури та швидкості струменя для створення однакових умов нагрівання та прискорення всього масиву вихідно-

го матеріалу у всьому об'ємі двофазного потоку. У цьому випадку одним із шляхів вирішення проблеми може бути зміна діаметра соплового отвору дугового каналу.

На рис. 1, *a* наведено розподіл температури плазмового струменя для трьох різних діаметрів соплового отвору дугового каналу (при незмінних інших режимних параметрах процесу генерації плазми).

Згідно з результатами вимірювань, зі збільшенням діаметра соплового отвору дугового каналу практично пропорційно зростає температура на всіх відстанях від зрізу сопла плазмотрона (рис. 1, *a*). Відносне зростання температури більше на більших дистанціях. Це є результатом інтенсивного перемішування «тонкого» плазмового струменя із навколишнім повітрям із скороченням високотемпературної ділянки плазмового струменя.

Радіальний профіль швидкостей «тонкого» плазмового струменя більш вузький і «гострий» (абсолютне значення швидкості у центральній частині потоку суттєво більше, ніж у профіля швидкості каналу з більшим діаметром). Темп падіння

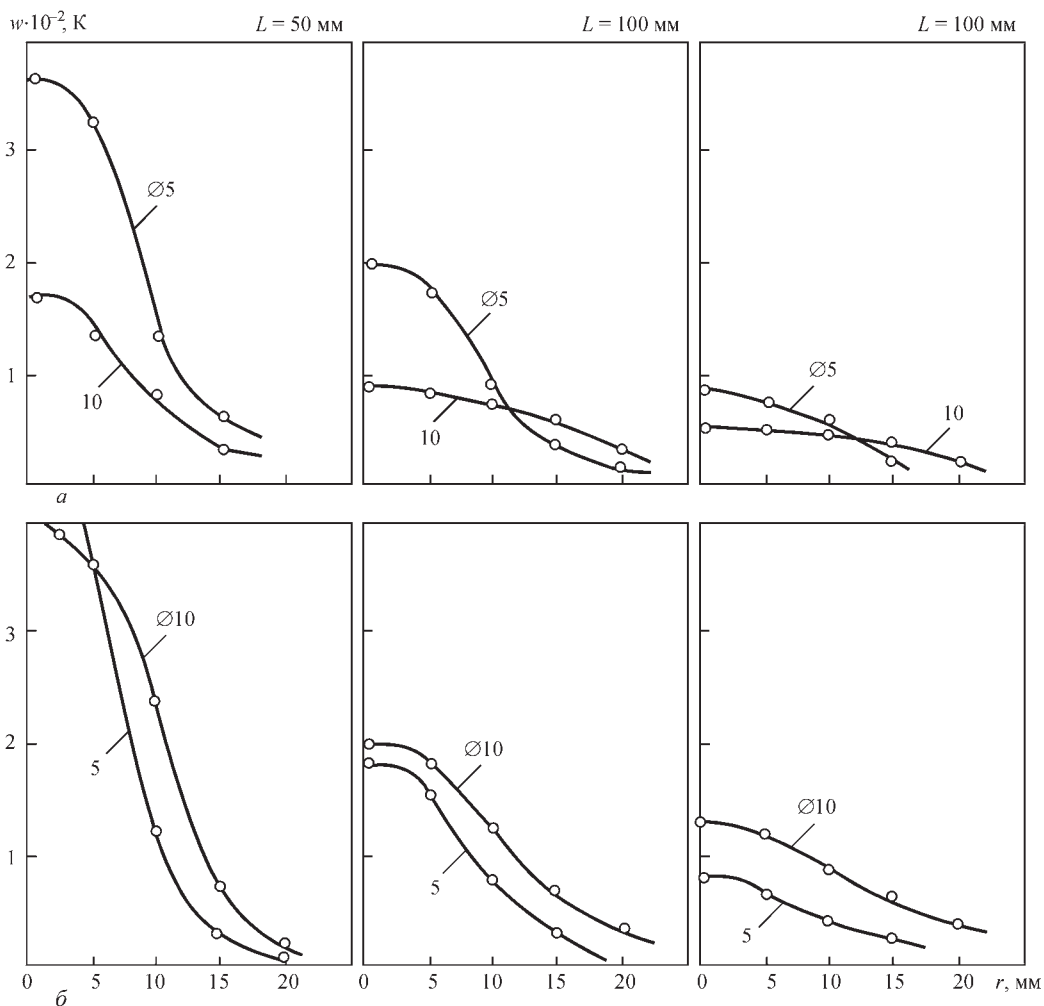


Рис. 2. Радіальні розподіли швидкості плазмового газоповітряного струменя за умови різних діаметрів соплового отвору дугового каналу: *a* – $Q_{\Sigma} = 3,7 \text{ м}^3/\text{год}$, $\alpha = 0,65$, $I = 200 \text{ А}$; *б* – $Q_{\Sigma} = 7,8 \text{ м}^3/\text{год}$, $\alpha = 0,65$, $I = 200 \text{ А}$

швидкості приблизно однаковий для обох діаметрів, але починаючи з дистанції 7...8 калібрів вихідного діаметра дугового каналу, струмінь генератора плазми з більшим діаметром соплового отвору дугового каналу у периферійній частині поперечного перерізу має вже більші швидкості, ніж у плазмотрона з меншим діаметром каналу (рис. 2, а).

Враховуючи сказане, у загальному випадку збільшення вихідного діаметра соплового отвору дугового каналу покращує теплові характеристики плазмового струменя системи N–O–C–H, але при цьому його швидкісні параметри погіршуються.

Можливим компромісом може бути спроба компенсувати падіння швидкості при збільшенні соплового отвору дугового каналу збільшенням витрати плазмоутворювальної суміші (поєднання способів керування енергетичними параметрами плазмового струменя зміною режиму генерації плазми і зміною геометричних розмірів дугового каналу). На рис. 1, б та рис. 2, б представлено результати такого керування.

Падіння швидкості потоку через збільшення прохідного отвору дугового каналу у 2,9 рази (з діаметра 5 мм до діаметра 8,5 мм) скомпенсоване підвищенням витрати плазмоутворювальної суміші у 2,16 рази. За цих завідомо гірших умов (компенсація зниження витрати неадекватна збільшенню прохідного отвору), плазмовий струмінь генератора з більшим діаметром соплового отвору дугового каналу має вищі температури на всіх дистанціях по всьому перерізу струменя. При цьому темп спадання швидкості потоку вздовж осі струменя менший, а рівень швидкості на периферії – більший. При переході на традиційні плазмоутворювальні суміші, наприклад, повітря (система N–O) або азот, такого ефекту не спостерігається.

Враховуючи сказане, у загальному випадку збільшення вихідного діаметра соплового отво-

ру дугового каналу покращує теплові характеристики плазмового струменя системи N–O–C–H, але при цьому його швидкісні параметри погіршуються.

На рис. 3 показані профілі температури та швидкості струменя плазми для розглянутого випадку. Використання генераторів плазми зі збільшеним діаметром соплового отвору дугового каналу і одночасною компенсацією падіння швидкості підвищенням витрати плазмоутворювальної суміші дозволяє збільшити об'єм активної зони потоку плазми більш ніж у 3 рази, а її довжину – у 1,6 рази (без погіршення швидкісних характеристик потоку плазми).

Дещо складнішим у практичній реалізації є застосування зовнішніх впливів (зокрема, магнітних) для керування параметрами плазмового потоку. Вплив на потік плазми здійснюється опосередковано, через дію на електричну дугу. Для організації такого керування необхідне застосування спеціальних магнітних систем. На відміну від магнітного впливу, який застосовується у технологіях зварювання та наплавлення, в методах інженерії поверхні, зокрема, технології нанесення покриття, магнітна система, зазвичай, розміщується на корпусі генератора плазми, а електромагнітне поле діє на дугу, що горить в дуговому каналі в межах конструкції плазмотрона [8].

Практичне застосування в технологіях інженерії поверхні знайшли зовнішні поперечні магнітні поля (ЗПМП) постійного та знакозмінного напрямку та обертальне магнітне поле (ЗОМП).

Метою магнітного керування ЗПМП постійного напрямку при нанесенні покриття є просторове узгодження каналів масоперенесення твердої та газової фази гетерогенного потоку. У випадку застосування ЗПМП напрямком індукції магнітного поля перпендикулярний напрямку струму в стовпі дуги. Змінюючи за допомогою магнітного поля положення електричної дуги в межах дугового каналу та місце прив'язування дуги, можна

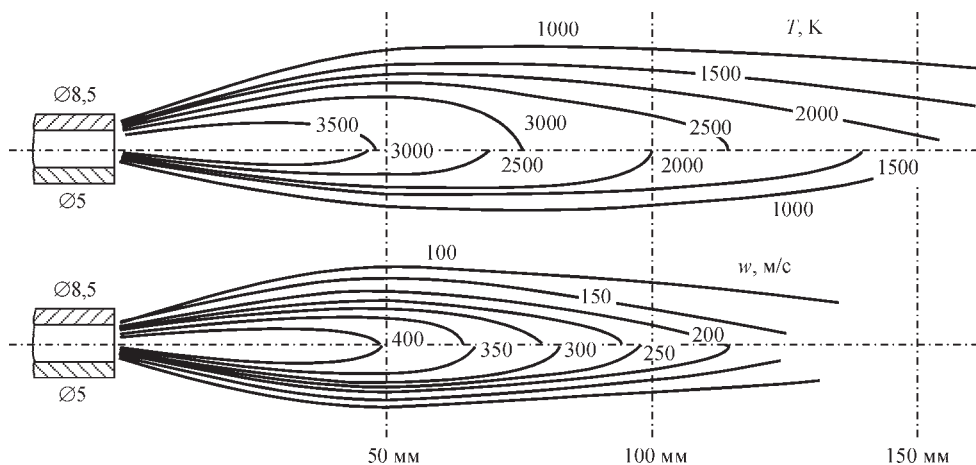


Рис. 3. Профілі температури та швидкості для двох діаметрів соплового отвору із компенсацією втрати швидкості збільшенням витрати плазмоутворювальної суміші

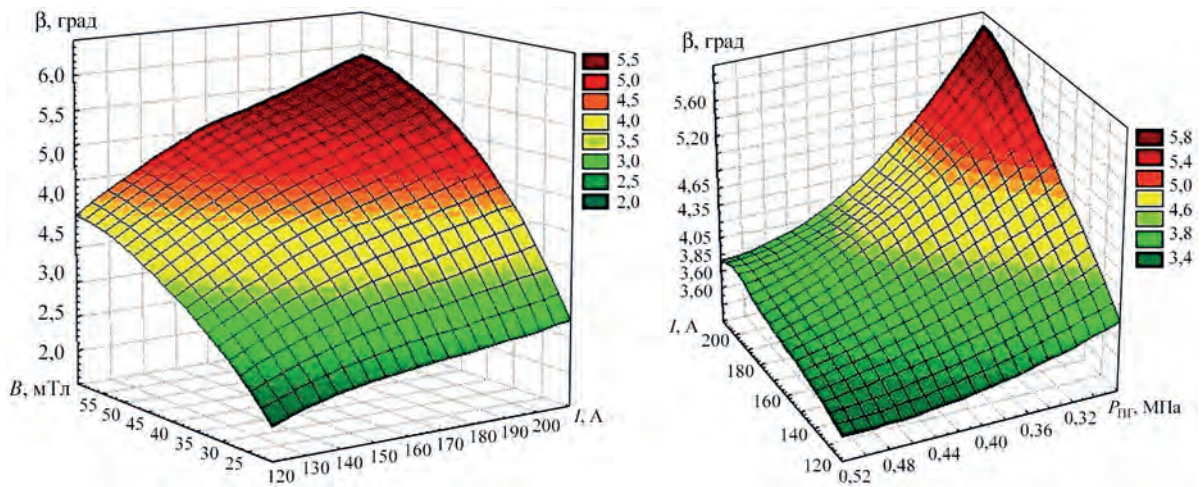


Рис. 4. Залежності кута відхилення потоку від режимних параметрів генерації плазми та характеристик магнітного поля

перебудувати у просторі енергетичні характеристики дуги (як інтегральні, так і локальні значення ентальпії, швидкості, хімічного складу робочого середовища). Практично, результатом дії ЗПМП є відхилення напрямку витікання потоку плазми від поздовжньої осі дугового каналу. Відомо, що напрямок перенесення твердої фази у двофазному потоці у разі застосування найбільш поширеного у практиці нанесення газотермічних покриттів радіального подавання вихідного матеріалу у газовий потік не співпадає (на кілька градусів) із напрямком витікання струменя плазми із осесиметричного каналу. Таким чином, застосовуючи ЗПМП, з'являється можливість узгодити напрямки перенесення твердої фази гетерогенного потоку і просторові профілі температури та швидкості потоку високотемпературного газу. Результатом такого узгодження буде покращання умов нагрівання та прискорення більшої долі частинок вихідного матеріалу і, відповідно, якості отриманого покриття та продуктивності процесу напилення.

Напрямок та кут відхилення залежать від напрямку індукції магнітного поля.

Залежності кута відхилення струменя плазми β від індукції зовнішнього магнітного поля B і тиску плазмоутворювального газу $P_{\text{пр}}$ при різних значеннях струму дуги I_d представлено на рис. 4.

Індукція магнітного поля змінювалась у діапазоні $18 \dots 55 \cdot 10^{-3}$ Тл, а струм дуги плазмотрона I_d в межах $130 \dots 200$ А. Як видно із рис. 4 підвищення струму дуги та значення індукції магнітного поля призводять у загальному випадку до зростання кута відхилення плазмового потоку через пропорційне зростання сили Ампера. У дослідженому діапазоні зміни режимних параметрів сумарний можливий кут відхилення сягає $11 \dots 12^\circ$.

У випадку застосування ЗПМП у ході нанесення покриття вплив магнітного поля найбільш яскраво можна спостерігати на прикладі форму-

вання на поверхні основи «плями напилення» (рис. 5). Форма плями напилення стає більш симетричною і помітно збільшується за площею.

За умови застосування поля постійного напрямку значно (наприклад, для порошку ПГ-19М-01 у $1,5 \dots 1,7$ рази) збільшується об'єм напиленого матеріалу і суттєво підвищується товщина шару покриття, особливо в центральній частині плями напилення.

Метою магнітного керування зовнішнім обертальним магнітним полем (ЗОМП) при нанесенні покриття є вирівнювання параметрів плазмового струменя у поперечних перерізах на активній ділянці потоку та інтенсифікація теплообміну між фазами гетерогенного потоку. Застосовується багатополісна магнітна система, в якій у певній послідовності вмикається пара взаємно перпендикулярних полюсів електромагніту [8]. В результаті створюється обертальне магнітне поле, яке за програмою змінює напрямок та швидкість обертання, а також значення магнітної індукції в зазорі між полюсами.

Дослідження доводять, що у ході накладання обертального магнітного поля змінюється видимий об'єм високотемпературної зони струменя плазми (рис. 6).

Зміна об'єму може бути зафіксована фотографуванням цифровою камерою із наступною обробкою отриманих знімків за допомогою програми аналізу растрових зображень.

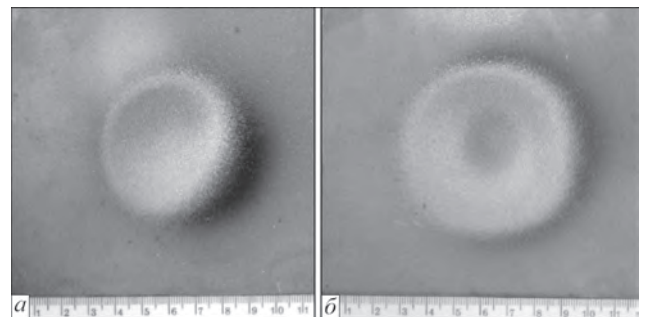


Рис. 5. Пляма напилення феромагнітного матеріалу ПГ-10Н-04: а – без поля; б – ЗПМП постійного напрямку

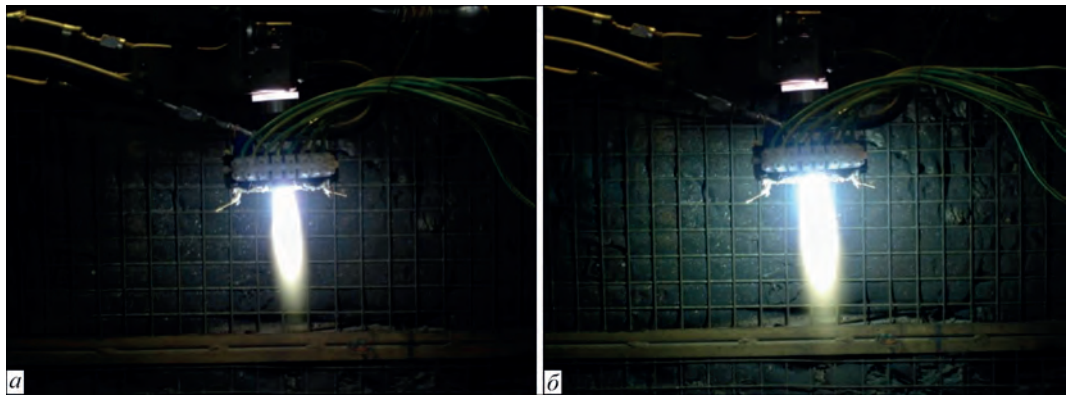


Рис. 6. Струмінь плазми за умови дії обертального магнітного поля: *а* – за відсутності поля; *б* – за наявності магнітного поля

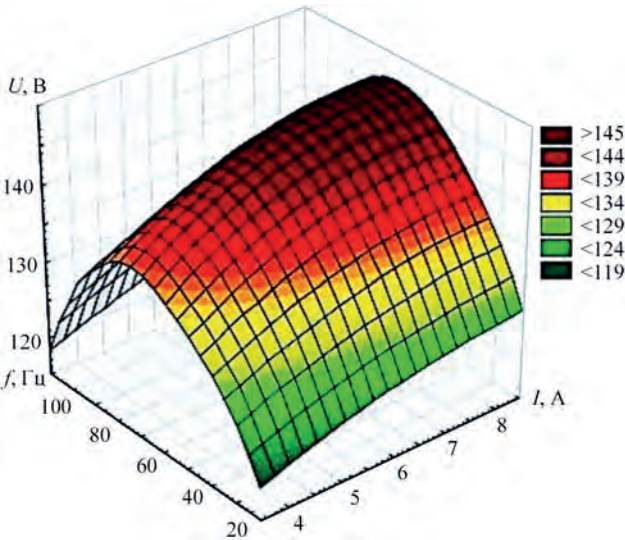


Рис. 7. Вплив частоти обертання поля та струму в обмотках електромагнітів на інтегральне значення напруги на дузі

Встановлено, що у разі збігу напрямків обертання магнітного поля і початкового закручування газу суттєвої видимої зміни об'єму високотемпературної області потоку не спостерігається у всьому дослідженому діапазоні зміни частоти обертання поля. Практично не змінюється і значення напруги на дузі.

У випадку протилежних напрямків обертання поля і початкового закручування плазмоутворювального газу, внаслідок суттєвої зміни умов теплообміну дуги з газом, на 15...20 % підвищується інтегральне значення напруги на дузі (вочевидь, через локальне підвищення напруженості поля на частині стовпа дуги та приелектродній ділянці дуги на вихідному електроді) (рис. 7).

Залежності носять екстремальний характер. Максимальне значення напруги досягається на певній частоті обертання поля (причому положення екстремуму змінюється залежно від струму в обмотках електромагнітів).

Підвищення напруги при незмінному струмі веде до зростання потужності пристрою, що, у свою чергу, призводить до збільшення об'єму високотемпературної області потоку плазми (рис. 8). Одночасно відбувається вирівнювання профілів температур та швидкостей у плазмовому струмені.

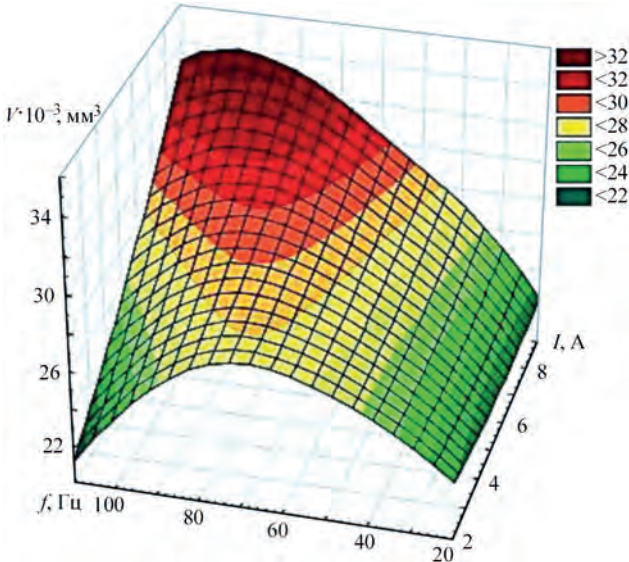


Рис. 8. Залежність об'єму струменя плазми від частоти обертання зовнішнього магнітного поля та струму в обмотках електромагнітів

Залежність об'єму високотемпературної частини струменя від частоти має екстремальний характер. Положення екстремуму певною мірою залежить і від струму в обмотках електромагнітів: він зміщується в область більш низьких частот зі зменшенням струму.

Поява екстремуму може бути пояснена потраплянням дуги у свій «гарячий» слід у дуговому каналі генератора плазми при збільшенні частоти обертання поля.

При цьому характер теплообміну дуги із газом помітно змінюється додатковими факторами, які впливають на появу екстремальної залежності об'єму від частоти, є зменшення радіусу прецесії дуги у випадку відставання її швидкості від швидкості поля, а також зменшення ефективного значення струму в обмотках електромагнітів через зростання їх індуктивного опору і зменшення часу протікання струму в кожній обмотці.

Висновки

Застосування сумішей повітря з вуглеводневими газами робить перспективним спосіб ке-

рування розмірами активної температурної зони плазмового струменя зміною діаметра соплового отвору дугового каналу з одночасною компенсацією втрати швидкості збільшенням витрати плазмоутворювальної суміші. Застосування такого способу дозволяє збільшити об'єм активної зони потоку плазми більш ніж у 3 рази, а її довжину – у 1,6 рази (без погіршення швидкісних характеристик потоку плазми).

Зовнішнє поперечне магнітне поле через вплив на положення електричної дуги в дуговому каналі генератора плазми гармонізує взаємне положення каналів масоперенесення газової та конденсованої фази двофазного потоку при радіальному подаванні вихідного матеріалу, що дозволяє суттєво, у 1,5...1,7 рази, збільшити об'єм напиленого матеріалу і підвищити товщину шару покриття, особливо в центральній частині плями напилення.

У випадку застосування обертального зовнішнього магнітного поля внаслідок суттєвої зміни умов теплообміну дуги із газом та зміни напруженості на окремих ділянках стовпа дуги та її приелектродній ділянці, значно, на 15...20 % зростає напруга на дузі та на 25...30 % збільшується об'єм високотемпературної зони з одночасним вирівнюванням параметрів по перерізу потоку плазми.

Список літератури

1. Borisov, Yu.S., Vojnarovich, S.G., Kislitsa, A.N. et al. (2017) Development of technology of microplasma spraying for restoration of local damages of enamel coating. *The Paton Welding J.*, 7, 28–32.
2. Borisov, Yu.S., Vojnarovich, S.G., Kislitsa, A.N., Kalyuzhny, S.N. (2016) Influence of technological factors of microplasma spraying of TiO_2 on the degree of spraying material utilization. *Ibid*, 10, 46–47.

3. Рижов Р. М., Кузнецов В. Д. (2010) *Магнітне керування якістю зварних з'єднань*. Київ, Екотехнологія.
4. Размышляев О.Д., Агеева М.В., Білик О.Г., Халед Е. (2021) Вплив поздовжнього керуючого магнітного поля на ефективність процесу дугового наплавлення. *Автоматичне зварювання*, 8, 9–13.
5. Kachinskiy, V. (2012) Magnetically-impelled arc butt welding for manufacture of hollow parts of mass production. *Welding Technology Journal Japan*, 60.
6. Hua, A., Yin, S., Chen, S. et al. (2010) Behavior of arc and drop transfer of mag welding controlled by longitudinal magnetic field. *Journal of Mechanical Engineering*. 46, 14, 95–100.
7. Даутов Г.Ю., Дзюба В.Л., Карп И.Н. (1984) *Плазмотроны со стабилизированными электрическими дугами*. Киев, Наукова думка.
8. Пашченко В.М. (2018) *Дугові генератори в технологіях інженерії поверхні*. Харків, Мачулін.

References

1. Borisov, Yu.S., Vojnarovich, S.G., Kislitsa, A.N. et al. (2017) Development of technology of microplasma spraying for restoration of local damages of enamel coating. *The Paton Welding J.*, 7, 28–32.
2. Borisov, Yu.S., Vojnarovich, S.G., Kislitsa, A.N., Kalyuzhny, S.N. (2016) Influence of technological factors of microplasma spraying of TiO_2 on the degree of spraying material utilization. *The Paton Welding J.*, 10, 46–47.
3. Ryzhov, R.M., Kuznetsov, V.D. (2010) *Magnetic quality control of welded joints*. Kyiv, Ekotekhnologiya [in Ukrainian].
4. Razмышляев, O.D., Ahicieva, M.V., Bilyk, O.G., Khaled, E. (2021) Influence of longitudinal control magnetic field on efficiency of arc surfacing process. *Automatic welding*, 8, 9–13.
5. Kachinskiy, V. (2012) Magnetically-impelled arc butt welding for manufacture of hollow parts of mass production. *Welding Technology J. Japan*, 60.
6. Hua, A., Yin, S., Chen, S. et al. (2010) Behavior of arc and drop transfer of MAG welding controlled by longitudinal magnetic field. *J. of Mechanical Engineering*. 46(14), 95–100.
7. Dautov, G.Yu., Dzyuba, V.L., Karp, I.N. (1984) *Plasmatrons with stabilized electric arcs*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
8. Pashchenko, V.M. (2018) *Arc generators in technologies of surface engineering*. Kharkiv, Machulin [in Ukrainian].

CONTROL OF ENERGY PARAMETERS OF PLASMA FLOWS OF N–O–C–H SYSTEM

V.M. Pashchenko

NTUU «Igor Sikorskyi Kyiv Polytechnic Institute». 37 Peremohi Ave., 03056, Kyiv, Ukraine.

E-mail: vn.paschenko@ukr.net

The methods to control the plasma flow parameters by changing the geometrical dimensions of the arc channel and superposition of external magnetic fields are discussed. The possibility of increasing the temperature level in the entire volume of plasma flow of N–O–C–H system in the case of increasing the diameter of nozzle opening of the arc channel and compensating the speed losses without deterioration of temperature characteristics due to a simultaneous increase of plasma-forming mixture flow rate is shown. The effectiveness of application of external transverse magnetic fields for harmonizing the relative position of separate phases of the heterogeneous flow at thermal deposition of the coating was proved. It is shown that transverse field application shifts the spatial position of the high-temperature zone of the plasma flow by 1...12° relative to arc channel axis. Under the condition of radial feed of the initial material, when the channels of mass transfer of the gas and condensed phases of the two-phase flow do not coincide, it allows increasing the volume of spray-deposited material by 1.5...1.7 times, due to penetration of the greater part of the initial material into the active zone of the flow. Dependence of energy parameters of plasma generator and dimensions of the high-temperature gas jet on the frequency of rotation of the external rotating magnetic field and current in electromagnet windings was studied. It was established that optimization of the rotating field parameters allows significantly (up to 20 %) raising the arc voltage parameters and increasing the volume of the high-temperature zone by 25...30 % with simultaneous equalizing of the parameters over the plasma flow cross-section. 8 Ref., 8 Fig.

Keywords: *plasma generator, arc channel, plasma-forming mixture of air with hydrocarbon gas, temperature and speed profiles of the flow, active zone dimensions, external transverse magnetic field, angle of flow deviation, external rotating magnetic field*

Надійшла до редакції 26.09.2022

ВПЛИВ ПОПЕРЕДНЬОЇ АКТИВАЦІЇ ПОРОШКУ TiAl НА ПРОЦЕС МЕХАНОХІМІЧНОГО СИНТЕЗУ ІНТЕРМЕТАЛІДУ (Fe, Ti)₃Al

Ю.С. Борисов¹, О.М. Бурлаченко¹, Н.В. Вігілянська¹, Ц. Сендеровскі²

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

²Вармінсько-Мазурський університет. 10719, м. Ольштин, вул. Міхала Очаповського, 2, Польща.

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

Досліджено вплив механічної активації порошку TiAl на структурно-фазові перетворення при механохімічному синтезі порошкової суміші складу 60,8Fe + 39,2TiAl, розрахованого на отримання інтерметаліду Fe₃Al, легovanого титаном. З використанням напівемпіричної моделі Мієдеми проведено розрахунки зміни енергії Гіббса для бінарних систем Ti–Al, Fe–Ti та Fe–Al. Результати показали, що рушійна сила утворення інтерметалідних фаз для всіх бінарних систем вище, порівняно з утворенням твердих розчинів та аморфних фаз. Встановлено діапазон складів, при яких можливе утворення аморфних фаз у бінарних системах Ti–Al та Fe–Al. Проведення механічної активації порошку інтерметаліду TiAl у високоенергетичному планетарному млині дозволило зменшити розмір області когерентного розсіювання з 280 до 9 нм з частковою аморфізацією. Встановлено утворення в процесі механохімічного синтезу порошкової суміші 60,8Fe+39,2TiAl при використанні наноструктурного порошку TiAl частинок з гомогенною мікроструктурою, що складаються з інтерметалідної фази (Fe, Ti)₃Al та фази Лавеса – Fe₂Ti. Проведено оцінку зміни області когерентного розсіювання порошків суміші 60,8Fe+39,2TiAl, отриманої методом механохімічного синтезу, і встановлено, що взаємодія наноструктурного порошку TiAl з Fe починає відбуватися, коли розмір області когерентного розсіювання Fe стає <70 нм. Отриманий продукт має аморфно-нанокристалічну структуру з розміром області когерентного розсіювання <15 нм. Використання розробленого порошку в технологіях газотермічного наплення дозволить отримувати покриття на основі інтерметаліду Fe₃Al з нанокристалічною структурою, підвищеним модулем пружності та пластичністю. Бібліогр. 13, табл. 3, рис. 5.

Ключові слова: механохімічний синтез, механічна активація, алюмінід титану, напівемпірична модель Мієдеми, нанокристалічна структура, аморфна фаза

Вступ. Однією з сучасних технологій отримання порошків для газотермічного наплення (ГТН) є метод механохімічного синтезу (МХС). Даний метод, зважаючи на його простоту і дешевизну, знайшов застосування для виготовлення наноструктурних порошків алюмініду заліза [1]. Поєднання високих міцнісних та корозійних властивостей алюмінідів заліза робить дані сплави перспективними матеріалами для застосування їх в якості захисних покриттів на лопастях і корпусах компресора реактивних двигунів, конструктивних елементах літаків, нагрівальних елементах, в теплообмінниках, в компонентах ядерних реакторів, на автомобільних поршневіх клапанах та ін. [2, 3]. Основною перевагою алюмінідів заліза в порівнянні з жароміцними нікелевими сплавами та нержавіючими сталями є доступність та дешевизна базового компонента заліза, а також легкість їх механічної обробки. Введення в алюмінід заліза третього елементу дозволить підвищити їх механічні характеристики. В якості легуючих компонентів застосовуються Ti, V, Cr, C та ін. [4]. Використання в якості легуючого елемента титану веде до формування інтерметалідної сполуки Fe₂TiAl (L₂₁, потрійний еквівалент Fe₃Al

(D0₃) структури), що дозволяє підвищити температуру фазового переходу L₂₁ → B2 з 550 до 1215 °C та стабілізувати впорядковану структуру до вищих температур порівняно з бінарною системою [5].

Про формування інтерметалідної сполуки (Fe, Ti)₃Al в ході процесу МХС порошкових сумішей стехіометричного складу Fe₅₀Al₂₅Ti₂₅ (ат.%) повідомлялося в роботах [1, 6]. Було встановлено, що процес утворення інтерметаліду (Fe, Ti)₃Al залежить від вихідних матеріалів. При використанні в якості вихідних матеріалів порошків Fe, Ti та Al утворення інтерметаліду проходить через стадії формування шаруватих композитів Fe/Al/Ti з подальшою їх трансформацією у твердий розчин Fe(Al, Ti), а потім в інтерметалічну фазу D0₃ (Fe, Ti)₃Al [6]. У разі використання в якості вихідних порошків TiAl–Fe фазові перетворення супроводжуються утворенням феротитану з подальшим розчиненням у його решітці Al аж до утворення інтерметаліду (Fe, Ti)₃Al [1].

Застосування технології попередньої механічної активації (МА) вихідних порошків дозволяє підвищити реакційну здатність твердих речовин, що пов'язано з накопиченням дефектів кристалічної структури та підвищенням ентальпії матеріалу

Борисов Ю.С. – <https://orcid.org/0000-0002-6019-8464>, Бурлаченко О.М. – <https://orcid.org/0000-0001-8576-2095>,

Вігілянська Н.В. – <https://orcid.org/0000-0001-8576-2095>, Сендеровскі Ц. – <https://orcid.org/0000-0002-0331-3702>

© Ю.С. Борисов, О.М. Бурлаченко, Н.В. Вігілянська, Ц. Сендеровскі, 2022

[7]. Використання МА в технології самопоширюваного високотемпературного синтезу (СВС) дозволяє розширити можливості безгазового горіння для високотемпературного синтезу за рахунок збільшення швидкості горіння та істотного зниження температури ініціювання реакції. Швидкість горіння в МА порошкової суміші 27Ti+13B+60Cu (мас.%) збільшується на ~42 % (з 6,25 до 14,8 мм/с), а суміші 22,4В₄С+77,6Ti (мас.%) на ~49 % (з 11 до 22,5 мм/с) [8, 9].

Мета даної роботи полягала у дослідженні впливу попередньої механічної активації порошку інтерметаліду TiAl на структурно-фазові перетворення, що відбуваються в процесі МХС порошкової суміші 60,8Fe+39,2TiAl, розрахованої на отримання інтерметаліду Fe₃Al, легованого титаном.

Матеріали та методики досліджень. В якості вихідних матеріалів для отримання порошку системи Fe–TiAl використовували порошок заліза та порошок TiAl (табл. 1).

Кількість порошку інтерметаліду TiAl, що вводиться в суміш із залізним порошком, становила 39,2 мас.%, що дозволяє при такому співвідношенні компонентів отримати в процесі МХС однофазний продукт на основі інтерметаліду Fe₃Al [10].

Процеси МА та МХС проводили в планетарному млині (Активатор 2Sl) при швидкості обертання барабанів 1500 об/хв, співвідношенні маси куль до маси порошку 10:1, середа – повітря. Для усунення налипання оброблюваної шихти на розмельні тіла та стінки барабану, а також інтенсифікації процесу синтезу нових фаз у суміш додавали поверхнево-активну речовину (ПАР) – олеїнову кислоту (C₁₇H₃₃COOH) в кількості 0,5 мас.%. Час попередньої МА становив 3 год, а час МХС – 5.

Послідовність структурних та фазових перетворень при МХС у системі Fe–Al–Ti з використанням МА TiAl-порошку вивчали на частинках, вилучених

Таблиця 1. Характеристика вихідних порошків, використаних для отримання МХС-порошку системи Fe–TiAl

Порошок	Марка	Хімічний склад, мас.%	Розмір частинок, мкм
Fe	ПЖР	Fe>98,5	80...100
TiAl	ПВТ65Ю35	Ti – 67,5; Al – 32,5	<20 мкм

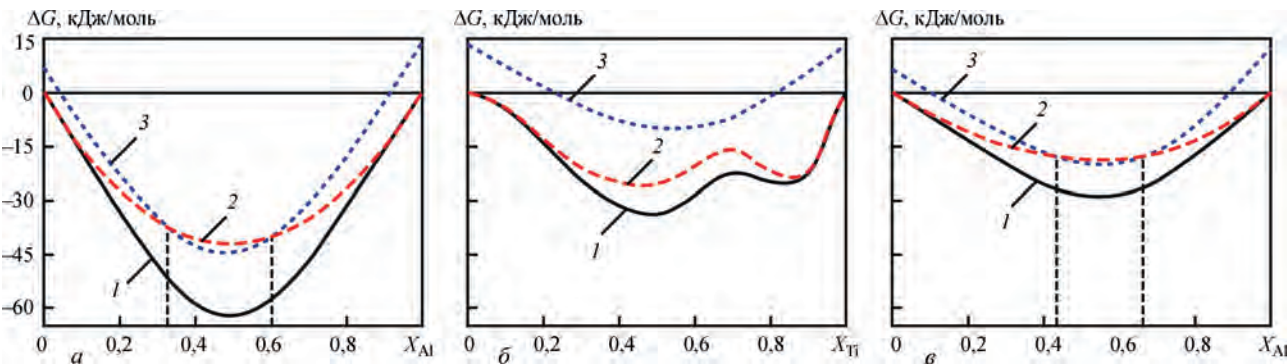


Рис. 1. Зміна енергії Гіббса в системах Ti–Al (а), Fe–Ti (б) та Fe–Al (в) для: 1 – інтерметалідів; 2 – твердих розчинів; 3 – аморфного стану

з реакторів через певні проміжки часу (0,5, 1,5 та 3 год).

Хімічний аналіз одержаних композиційних порошків (КП) досліджували на скануючому електронному мікроскопі JSM-6390LV (JEOL, Японія) з приставкою енергодисперсійного (ЕРС) аналізу INCA ENERGY (Oxford Instruments, Великобританія), в режимі вторинних електронів у низькому (10⁻⁴ Па) вакуумі з прискорюючою напругою 20 кВ.

Рентгеноструктурний фазовий аналіз (РСФА) виконували з використанням дифрактометра Ultima IV (Rigaku, Японія) у CuKα-випроміненні з графітовим монохроматором. Ідентифікацію фаз проводили з використанням міжнародної бази даних ICDD PDF-2 або PDF-4 шляхом комп'ютерної обробки отриманих цифрових даних. З використанням програми гармонічного аналізу PDXL, якою забезпечена рентгенівська установка Rigaku, проводили оцінку області когерентного розсіювання (ОКР).

Термодинамічна оцінка можливості проходження реакції у системі Fe–Ti–Al. Оцінку можливих реакцій, що проходять у системі Fe–Ti–Al, проводили для бінарних систем Ti–Al, Fe–Ti та Fe–Al з розрахунком зміни енергії Гіббса для кристалічного (інтерметалідного, твердого розчину) та аморфного станів з безперервним рядом концентрації компонентів. Аналіз проводили з використанням напівемпіричної моделі Місдеми для бінарних систем (рис. 1) [11,12].

Отримані результати свідчать, що рушійна сила утворення інтерметалідів у всіх діапазонах складів для бінарних систем вище, порівняно з твердим розчином і аморфним станом. Для аморфного стану при певних складах бінарних систем є позитивні значення енергії Гіббса (табл. 2).

Виходячи з проведених розрахунків можна відзначити, що в системі Fe–Ti–Al можливе утворення сполук Ti–Al (при Al < 85 мол.%) та Fe–Ti (при Таблиця 2. Діапазони складів, у яких значення ΔG утворення аморфних фаз є позитивним

Система	Діапазон складів, мол.%
Fe–Al	X _{Al} < 0,05 та X _{Al} > 0,95
Fe–Ti	X _{Al} < 0,2 та X _{Al} > 0,88
Ti–Al	X _{Al} < 0,03 та X _{Al} > 0,97

Ti > 85 мол.%). Для систем Ti–Al та Fe–Al в діапазоні 32 мол.% < X_{Al} < 76 мол.% вільна енергія Гіббса для утворення сполук в аморфному стані нижче, ніж для твердих розчинів, що вказує на можливість утворення в даних системах аморфних фаз [13].

Переведення TiAl в аморфний стан дозволить знизити його термодинамічну стабільність, що може сприяти інтенсифікації процесу взаємодії TiAl з Fe у процесі МХС.

Результати дослідження та їх обговорення.

Методом РСФА було встановлено, що МА вихідного порошку TiAl протягом 3 год призводить до розширення дифракційних ліній та зменшення їхньої інтенсивності. Сильне розмиття піків на великих кутах ускладнює їхню ідентифікацію. Розрахунок ОКР показав зменшення середнього значення з 280 до 9 нм. Поява «галло» на рентгенограмах свідчить про часткову аморфізацію порошку (рис. 2).

Мікроструктура та зовнішній вигляд частинок порошків системи Fe–TiAl, отриманих методом МХС при різному часі обробки, представлені на рис. 3.

Аналізуючи зовнішній вигляд порошків, можна відзначити розвинену поверхню частинок, що вказує на те, що утворення конгломератів у процесі МХС відбувається за рахунок зварювання дрібних частинок вихідних компонентів між собою.

Досліджуючи мікроструктуру частинок, які отримані на різних етапах МХС, можна відзначити

формування тонкоамелярних конгломератів на ранніх стадіях та гомогенізацію структури на більш пізніх стадіях.

З використанням рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА) встановлено хімічний склад частинок порошків, отриманих за різної тривалості процесу МХС (табл. 3). Істотної відмінності розрахункового складу суміші 60,8Fe+39,2TiAl (мас.%) від фактичного хімічного складу одержаного продукту не спостерігається. Зазначається лише наявність кисню у кількості 2...5 %, що пов'язано з проведенням процесу МХС на повітрі.

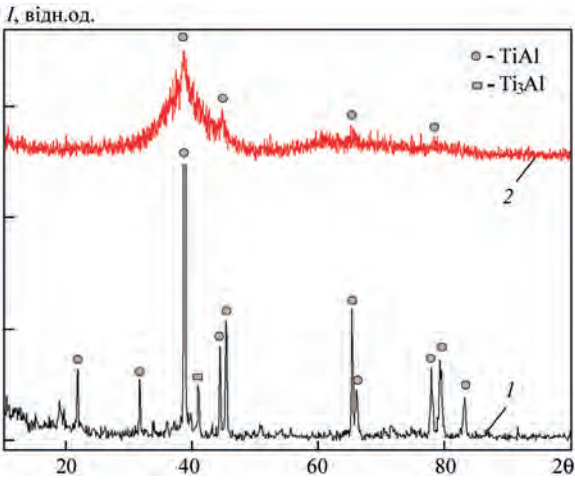


Рис. 2. Рентгенограми вихідного порошку TiAl (1) та порошку TiAl після механічної активації (протягом 3 год) (2)

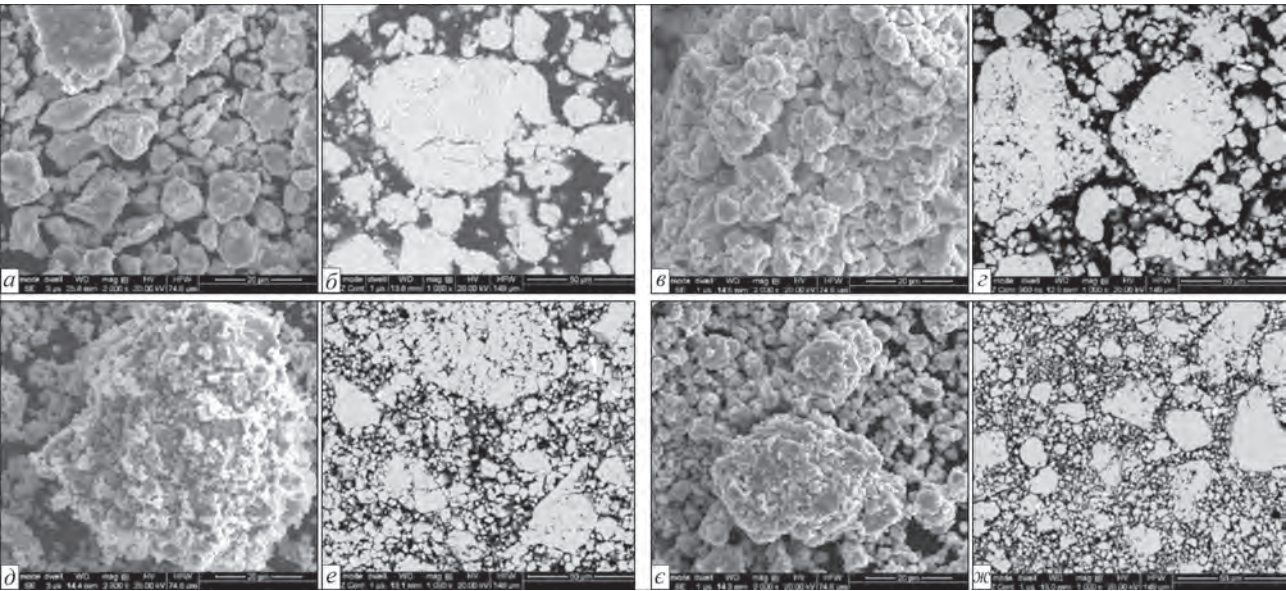


Рис. 3. Зовнішній вигляд (а, в, д, е) та мікроструктура (б, з, е, жс) частинок композиційного порошку, отриманого методом МХС із суміші (мас.%) 60,8Fe + 39,2TiAl (механічно активований TiAl) протягом 0,5 год (а, б); 1,5 год (в, з); 3 год (д, е) та 5 год (е, жс)

Таблиця 3. Хімічний склад частинок композиційного порошку на різних етапах обробки суміші 60,8Fe + 39,2TiAl (мас.%)

Час обробки, год	Вміст елементів, мас.%			
	Fe	Ti	Al	O
Вихідний склад	60,8	26,5	12,7	–
0,5	57,85 ± 1,45	25,05 ± 0,46	14,71 ± 0,22	2,39 ± 0,76
1,5	62,03 ± 1,51	26,13 ± 0,30	9,24 ± 3,65	2,60 ± 0,42
3	53,71 ± 4,38	23,65 ± 1,45	18,27 ± 2,74	5,04 ± 1,27
5	55,38 ± 3,20	24,41 ± 0,91	14,97 ± 0,40	5,24 ± 0,38

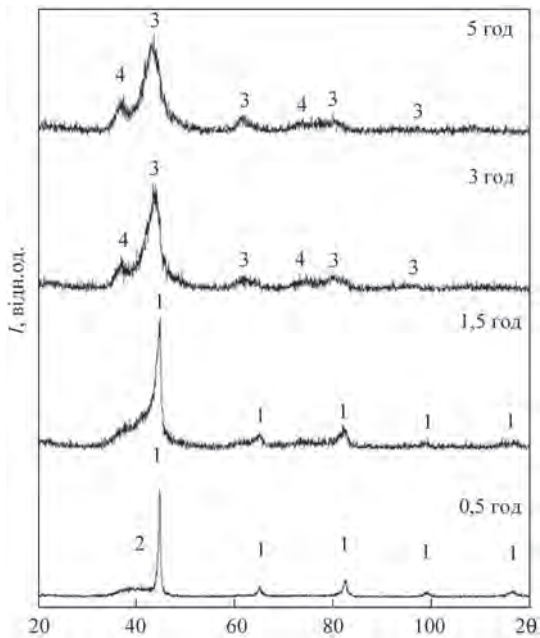
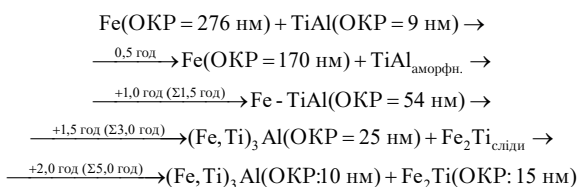


Рис. 4. Рентгенограми МХС-порошків складу 61Fe + 39TiAl (при використанні наноструктурного порошку TiAl): 1 – Fe; 2 – TiAl; 3 – (Fe, Ti)₃Al; 4 – Fe₂Ti

Взаємодія Fe з наноструктурним порошком TiAl у процесі МХС проходить у кілька етапів. На початкових етапах відбувається подрібнення заліза. Формування аморфного «галю» на місці рентгенівського піку $2\theta = 38^\circ$ свідчить про аморфізацію TiAl. Надалі спостерігається злиття аморфного «галю» TiAl з дифракційним максимумом Fe та взаємне перекриття дифракційних ліній TiAl та Fe. Це вказує на утворення потрібної інтерметалідної сполуки (Fe, Ti)₃Al. Водночас сильне розмиття та мала інтенсивність піків Fe на великих кутах ($2\theta > 70^\circ$) ускладнює їхню ідентифікацію. Внаслідок взаємодії Ti з Fe через 3 год обробки в діапазоні кутів $2\theta = 36...38^\circ$ з'являється дифракційний пік, що вказує на формування сполуки Fe₂Ti (фаза Лавеса) (рис. 4).

Таким чином, схематично структурно-фазові перетворення в процесі МХС суміші 61Fe + 39TiAl у разі використання порошку інтерметаліду TiAl з ОКР = 9 нм можна представити наступним чином:



Порівнюючи схему структурно-фазових перетворень, що відбуваються в процесі МХС з використанням неактивованого порошку TiAl з ОКР = 280 нм, можна відзначити, що на відміну від суміші з наноструктурним порошком TiAl відбувається взаємодія титану з залізом з утворенням феротитану, розчинення алюмінію в решітці феротитану та формування інтерметаліду (Fe, Ti)₃Al [1]:

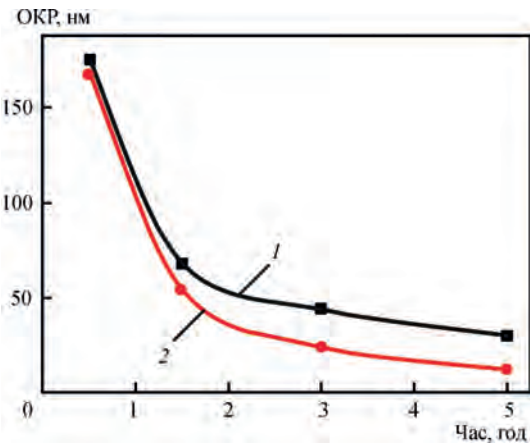
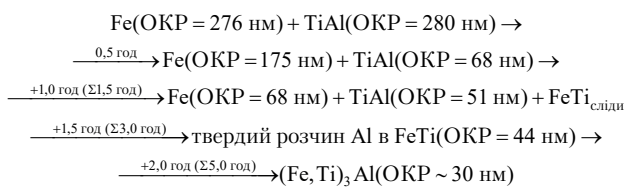


Рис. 5. Зміна ОКР залежно від часу МХС суміші 61Fe+39TiAl (1 – TiAl, ОКР – 280 нм; 2 – TiAl, ОКР – 9 нм)



Оцінка зміни ОКР по розширенню рентгенівських ліній заліза на початкових стадіях процесу МХС і (Fe, Ti)₃Al через 5 год обробки суміші Fe+TiAl у планетарному млині показала, що використання в якості вихідного порошку наноструктурного інтерметаліду TiAl призводить до отримання кінцевого продукту з розміром ОКР <15 нм (рис. 5). Розмір ОКР фази (Fe, Ti)₃Al у разі використання порошку інтерметаліду з розміром ОКР = 280 нм через 5 год обробки досягає ~30 нм.

Аналізуючи зміни фазового складу та ОКР на різних етапах обробки сумішей можна відзначити, що злиття рентгенівських піків TiAl та Fe через 1,5 год обробки відбувається, коли розмір кристалітів стає <70 нм.

Таким чином, використання попередньо механо-активованого порошку TiAl для отримання методом МХС порошку інтерметаліду (Fe, Ti)₃Al дозволяє інтенсифікувати процес подрібнення структури зі зменшенням розміру ОКР через 1,5 год обробки в 1,3 рази (з 68 до 54 нм), а через 5 год обробки втричі (з 30 до 10 нм).

Розроблений порошок інтерметаліду (Fe, Ti)₃Al може бути використаний у технології газотермічного наплення інтерметалідних покриттів з нанокристалічною структурою, підвищеними механічними характеристиками (модулем Юнга та твердістю) та високими показниками пластичності.

Висновки

1. З використанням технології механічної активації порошку інтерметаліду TiAl отримано наноструктурний порошок з ОКР ~9 нм.

2. Вивчено процес структурно-фазових перетворень, що відбуваються в процесі механохімічного синтезу в порошковій суміші заліза та наноструктурного порошку інтерметаліду TiAl. Механізм

формування інтерметаліду $(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al}$ складається з отримання тонкоямельярних конгломератів, що складаються з Fe і TiAl, наступної гомогенізації мікроструктури порошків і синтезу інтерметалідної фази $(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al}$ (ОКР ~ 10 нм) та фази Лавеса Fe_2Ti (ОКР ~ 15 нм).

3. Встановлено, що застосування попередньо механоактивованого порошку TiAl для отримання методом МХС порошку інтерметаліду $(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al}$ дозволяє інтенсифікувати процес подрібнення структури, що підтверджується зменшенням розміру ОКР через 1,5 год обробки в 1,3 рази (з 68 до 54 нм), а через 5 год обробки у 3 рази (з 30 до 10 нм).

Список літератури/References

1. Борисов Ю.С., Борисова А.Л., Бурлаченко А.Н. и др. (2017) Структура и свойства легированных порошков на основе интерметаллида Fe_3Al для газотермического напыления, полученных методом механохимического синтеза. *Автоматическая сварка*, **9**, 40–47. <https://doi.org/10.15407/as2017.09.06>
2. Borisov, Yu.S., Borisova, A.L., Burlachenko, A.N. et al. (2017) Structure and properties of alloyed powders based on Fe_3Al intermetallic for thermal spraying produced using mechanochemical synthesis method. *The Paton Welding J.*, **9**, 33–39.
3. Cinca N., Lima C.R.C., Guilemany J.M. (2013) An overview of intermetallics research and application: Status of thermal spray coatings. *Journal of Materials Research and Technology*, **2**(1), 75–86. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2013.03.013>
4. Moszner, F., Peng, J., Suutala, J. et al. (2019) Application of Iron Aluminides in the Combustion Chamber of Large Bore 2-Stroke Marine Engines. *Metals*, **9**(8), 847. <https://doi.org/10.3390/met9080847>
5. Palm, M., Stein, F., Dehm, G. (2019) Iron Aluminides. *Annual Review of Materials Research*, **49**, 297–326. <https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070218-125911>
6. Alonso, P.R., Gargano, P.H., Bozzano, P.B. et al. (2011) Combined ab initio and experimental study of A_2+L_2 coherent equilibria in the $\text{Fe}-\text{Al}-\text{X}$ ($\text{X} = \text{Ti}, \text{Nb}, \text{V}$) systems. *Intermetallics*, **19**, 1157–1167. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2011.03.025>
7. Rafiei, M., Enayati, M.H., Karimzadeh, F. (2009) Characterization and formation mechanism of nanocrystalline $(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al}$ intermetallic compound prepared by mechanical alloying. *Journal of Alloys and Compounds*, **480**(2), 392–396. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.02.072>
8. Ляхов Н.З., Талако Т.Л., Григорьева Т.Ф. (2008) Влияние механоактивации на процессы фазо- и структурообразования при самораспространяющемся высокотемпературном синтезе. Новосибирск, Параллель.
9. Lyakhov, N.Z., Talako, T.L., Grigorieva, T.F. (2008) Influence of mechanoactivation and phase- and structure formation in self-propagating high-temperature synthesis. Novosibirsk, Parallel [in Russian].
10. Рогачев А.С., Мукасян А.С. (2012). Горение для синтеза материалов: введение в структурную микрокинетик. Москва, ФИЗМАТЛИТ.
11. Rogachev, A.S., Mukasyan, A.S. (2012) Combustion for synthesis of materials: Introduction in structural microkinetics. Moscow, FIZMATLIT [in Russian].
12. Корчагин М.А., Дудина Д.В. (2007) Использование самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и механической активации для получения нанокомпозитов. *Физика горения и взрыва*, **2**, 58–71.
13. Korchagin, M.A., Dudina, D.V. (2007) Application of self-propagating high-temperature synthesis and mechanical activation for producing of nanocomposites. *Fizika Goreniya i Vzryva*, **2**, 58–71 [in Russian].
14. Борисова А.Л., Тимофеева И.И., Васильковская М.А. и др. (2015) Фазовые и структурные превращения при формировании порошков интерметаллидов системы Fe–Al методом механохимического синтеза. *Порошковая металлургия*, **7–8**, 135–143. <https://doi.org/10.1007/s11106-015-9740-5>
15. Borisova, A.L., Timofeeva, I.I., Vasilkovskaya, M.A. et al. (2015) Phase and structural transformations in formation of intermetallic powders of Fe–Al system by mechanochemical synthesis method. *Poroshk. Metallurgiya*, **7–8**, 135–143. <https://doi.org/10.1007/s11106-015-9740-5>
16. Mousavi, M.S., Abbasi, R., Kashani-Bozorg, S.F. (2016) A Thermodynamic Approach to Predict Formation Enthalpies of Ternary Systems Based on Miedema's Model. *Metall Mater Trans A*, **47**, 3761–3770. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3533-4>
17. Zhang, R.F., Zhang, S.H., He, Z.J. et al. (2016) Miedema Calculator: A thermodynamic platform for predicting formation enthalpies of alloys within framework of Miedema's Theory. *Computer Physics Communications*, **209**, 58–69. <https://doi.org/10.1016/j.cpc.2016.08.013>
18. Li, H., Lu, X., Liu, Y. et al. (2013) Thermodynamic calculation of glass formation for Co–ETM alloys based on Miedema's model. *Physica B: Condensed Matter*, **413**, 24–30. <https://doi.org/10.1016/j.physb.2012.12.035>

EFFECT OF PRELIMINARY ACTIVATION OF TiAl POWDER ON THE PROCESS OF MECHANOCHEMICAL SYNTHESIS OF $(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al}$ INTERMETALLICS

Yu.S. Borysov¹, O.M. Burlachenko¹, N.V. Vigilianska¹, C. Senderowski²

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

²University of Warmia and Mazury. 2 Michała Oczapowskiego Str., 10719, Olsztyn, Poland. E-mail: cezary.senderowski@pw.edu.pl

The effect of mechanical activation of TiAl powder on the structural and phase transformations in mechanochemical synthesis of the powder mixture of the composition $60.8\text{Fe} + 39.2\text{TiAl}$, intended to produce Fe_3Al intermetallics, alloyed with titanium was studied. Using a semi-empirical Miedema's model, the changes of Gibbs energy for the binary systems Ti–Al, Fe–Ti and Fe–Al were calculated. The results showed that the driving force for the formation of intermetallic phases for all the binary systems is higher as compared to the formation of solid solutions and amorphous phases. A range of compositions was established, in which the formation of amorphous phases in the binary systems Ti–Al and Fe–Al is possible. Carrying out the mechanical activation of TiAl intermetallic powder in a high-energy planetary mill allowed reducing the size of a coherent scattering from 280 to 9 nm with a partial amorphization. The formation of particles with a homogeneous microstructure consisting of intermetallic phase $(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al}$ and Lavhes's phases – Fe_2Ti was established in the process of mechanochemical synthesis of a powder mixture $60.8\text{Fe}+39.2$ TiAl when using nanostructural TiAl powder. The change in the area of coherent scattering of powders of $60.8\text{Fe}+39.2$ TiAl mixture was evaluated, obtained by the method of mechanochemical synthesis, and it was established that interaction of a nanostructural powder TiAl with Fe begins to occur when the size of the coherent scattering area is <70 nm. The resulting product has an amorphous-nanocrystalline structure with the size of the coherent scattering area of <15 nm. The use of the developed powder in thermal spraying technologies will allow producing coatings based on Fe_3Al intermetallics with a nanocrystalline structure, a higher modulus of elasticity and ductility. 13 Ref., 3 Tabl., 5 Fig.

Keywords: mechanochemical synthesis, mechanical activation, titanium aluminide, semi-empirical Miedema's model, nanocrystalline structure, amorphous phase

Надійшла до редакції 25.07.2022



КОНФЕРЕНЦІЯ «ЗВАРЮВАННЯ ТА ТЕХНІЧНА ДІАГНОСТИКА ДЛЯ ВІДНОВЛЕННЯ ЕКОНОМІКИ УКРАЇНИ»



17 листопада 2022 р. в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України було проведено одноденну науково-технічну конференцію «Зварювання та технічна діагностика для відновлення економіки України». Організаторами конференції виступили Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України і Міжнародна Асоціація «Зварювання».

У роботі конференції, яка була організована у вигляді сесій пленарних (наживо та онлайн) і стендових доповідей, взяли участь понад 80 науковців та спеціалістів з України. Конференцію відкрив директор ІЕЗ ім. Є.О. Патона академік І.В. Кривцун. У своєму виступі він відзначив традиційність проведення подібних заходів у стінах ІЕЗ, особливості та складність поточного військового положення в країні, що зумовлені широкомасштабною агресією росії, життєву важливість і актуальність підготовки та реалізації програми післявоєнного відновлення і подальшого розвитку економіки країни, в яку значний внесок мають зробити вчені і спеціалісти зварювального виробництва та неруйнівного контролю.

У конференції взяли участь представники ІЕЗ ім. Є.О. Патона, ФМІ ім. Г.В. Карпенка, ПрАТ «Червона Хвиля», ТОВ «Патон Інтернешнл», НУ «Львівська політехніка», ДП «Міжнародний центр електронно-променевих технологій ІЕЗ», НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», ТОВ «Ультракон Сервіс», ДП «Антонов», НУ Кораблебудування ім. адмірала Макарова, ТОВ «Діагностичні Прилади», Дніпровський ДТУ, ДКТБ ІЕЗ, ТОВ «Плазер», Навчально-науковий ІЕЗ ім. Є.О. Патона, ФТІМС, ДП НВЦ «Титан» ІЕЗ, ТОВ «Стіл Ворк», ПрАТ «ПлазмаТек», ТОВ «МІГАТЕХ ін-

дустрія», ТОВ «Плазма Мастер», ТОВ «Електро-терм» та інші.

Спонсорську підтримку в організації проведення конференції надали ТОВ «Патон Інтернешнл», НВЦ «Титан» ІЕЗ, КУІЗ ім. Є.О. Патона, ТОВ «Ультракон Сервіс», ТОВ «Діагностичні Прилади», ТОВ «Велтек».

На конференції було заслухано 12 пленарних та 65 стендових доповідей, присвячених таким напрямкам зварювального виробництва та суміжних технологій, як дугове зварювання, електронно-променеві технології, 3D-друк, зварювальні матеріали та обладнання, неруйнівний контроль та інші.

Були заслухані наступні пленарні доповіді: *Синергетична активація процесу TIG зварювання* (Кривцун І.В., Коваленко Д.В., Коваленко І.В.), *Розвиток устаткування для імпульсно-дугового зварювання плавким електродом* (Жерносеков А.М., Токмаков М.М.), *Застосування профільних електронних променів для розширення технологічних можливостей 3D-друку та супутніх процесів* (Ковальчук Д.В., Мельник В.Г., Мельник І.В.), *Використання методу фотограметрії для технічної діагностики Київської телевежі* (Лобанов Л.М., Стельмах Д.І., Савицький В.В., Шуткевич О.П.), *Сучасні технології електрофізичної обробки для регулювання напружено-деформованих станів зварних з'єднань* (Лобанов Л.М., Пашин М.О., Миходуй О.Л., Кривий В.І.), *Науково-виробнича фірма «Діагностичні прилади» – 25 років інноваційного розвитку* (Павлій О.В.), *Прогнозування впливу водневої деградації трубних сталей на несучу здатність зварних елементів магістральних газопроводів при транспортуванні ними газоводневих сумішей* (Міленін О.С., Великоіваненко О.А., Розинка Г.П., Півторак Н.І.), *Електрошлаковий переплав як метод рециклінгу в умовах обмеженого ресурсу сировинної бази* (Педченко Є.О., Костецький Ю.В., Полішко Г.О., Петренко В.Л., Зайцев В.А.), *Modelling of heat transfer and fluid flow in the metal being welded during DC and HFPC TIG spot welding* (Semenov O., Krivtsun I., Demchenko V., Reisgen U., Mokrov O., Sharma R., Sydoruk V.), *Розробка самозахисних порошкових дротів для ремонтно-відновлювального зварювання металоконструкцій рухомого складу залізничного транспорту та споруд гірничо-металургійного комплексу* (Шлепаков В.М., Котельчук О.С., Головка В.В.), *Застосування вібродіагностичних систем відбору та обробки вібраційних сигналів для визначення технічного*

стану промислового обладнання (Юзефович Р.М., Яворський І.М., Слєпко Р.Т., Личак О.В., Стецько І.Г., Варивода М.З., Трохим Г.Р.) (онлайн доповідь), *Можливості сучасних електронно-променевих технологій для отримання нових матеріалів та захисних покриттів* (Яковчук К.Ю.).

Також під час роботи конференції можна було ознайомитись із 65 стендовими доповідями. Вони відображають результати широкого спектру досліджень і розробок в галузі зварювання та суміжних технологій.

Тези доповідей разом із програмою роботи конференції було опубліковано до початку роботи конференції. Тези доповідей у електронному вигляді розміщені на сайті конференції www.rwi-scientists.com/ukr/wtd2022.

Учасники конференції відзначили високий науковий рівень та практичну значимість пленарних та стендових доповідей, що дозволило зокре-

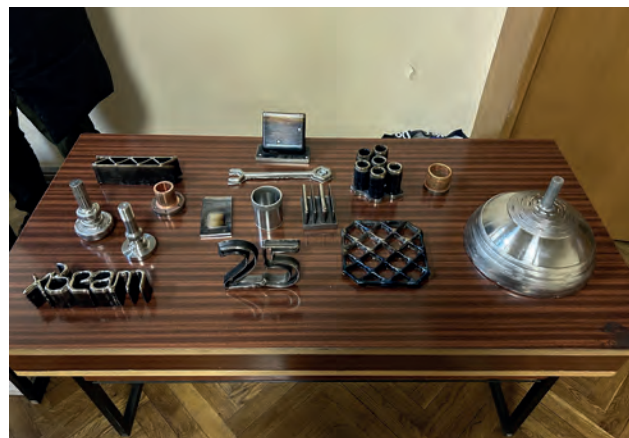
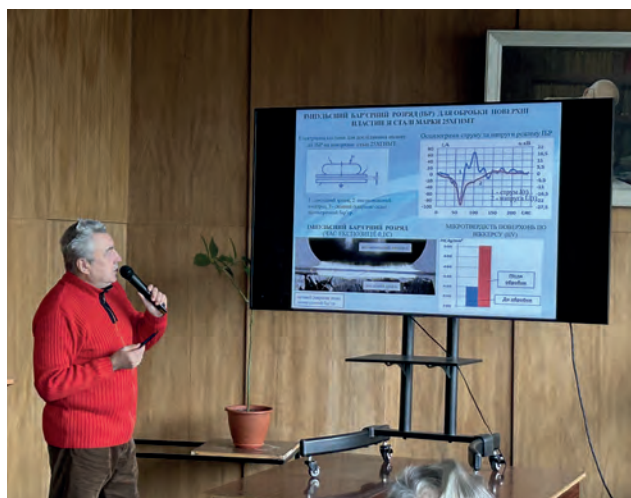
ма обговорити перспективи розвитку подальших досліджень у галузі зварювання та неруйнівного контролю.

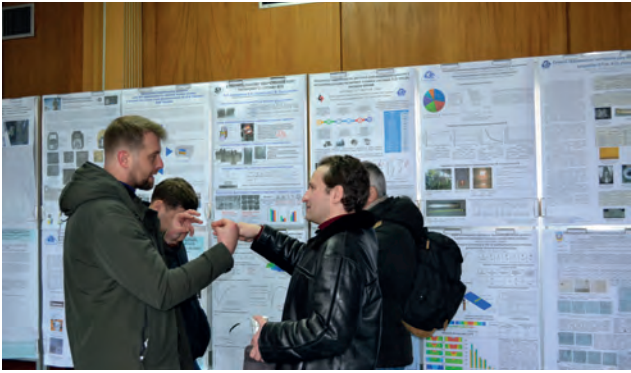
Під час роботи конференції працювала виставка «Зварювання та споріднені технології». У виставці взяли участь ТОВ «Патон Інтернешнл», ТОВ «Діагностичні прилади», ПрАТ «Червона Хвиля», ТОВ «Плазма Мастер», ТОВ «Ультракон», ТОВ «Спектран».

Учасники конференції могли ознайомитись з останніми випусками журналів «Автоматичне зварювання», «Сучасна електрометалургія», «Технічна діагностика та неруйнівний контроль», «The Paton Welding Journal» та оформити передплату на ці видання на 2023 р., а також ознайомитись з новою книгою «Моніторинг стану конструкцій» (автор В.О. Троїцький) та замовити її.

Олександр Зельніченко







Календар листопада*

1 листопада 1917

Зареєстровано фірму «Union Carbide & Carbon Corporation». У 1892 р. Дж.Т. Морехед і Т. Вільсон, творці фірми «Вільсон алюміній», провели першу промислову плавку карбіду. Згодом Дж.Т. Морехед перетворив цю компанію на «Union Carbide Corporation», створивши потужну індустріальну компанію з виробництва карбіду кальцію – основної сировини для отримання ацетилену.



2 листопада 1942

Почалися випробування нового німецького танка «Пантера». Корпус танка збирався з катаних поверхнево-загартованих броньових плит середньої та низької твердості, з'єднаних «в шип» і зварених подвійним швом. «Пантери» були багато в чому модернізованими зразками радянського танка Т-34. Але з огляду на те, що для збирання застосовували ручне дугове зварювання, а радянські танки збиралися за допомогою швидкісного автоматичного зварювання, Німеччина не могла швидко і в достатній кількості постачати на фронт як «Пантери», так і «Тигри».



3 листопада 1916

Закладено військовий корабель «Вендетта» – ескадрений міноносець Королівського військово-морського флоту Великобританії та Королівського австралійського ВМФ часів Другої світової війни. Ескадрений міноносець «Вендетта» був першим цільнозварним судном, збудованим в Австралії. «Вендетта» та інші кораблі цього класу були 390 футів (120 м) у довжину, водотоннажністю 2800 т. Для спорудження судна використовували електродугове зварювання.



4 листопада 1861

Фото історичного знаку на Львівському залізничному вокзалі, де написано: «4 листопада 1861 року з Відня до Львова прибув перший поїзд. Це ознаменувало початок залізничного руху на теренах сучасної України». Українська залізниця є найбільшим споживачем зварювальних технологій і матеріалів в країні.



5 листопада 1953

Були проведені випробування, а потім і відкритий рух цільнозварним мостом у Києві завдовжки 1543 м. Провідна роль у проектуванні, виготовленні та монтажі прогонових будов належала Інституту електрозварювання та особисто Є.О. Патону. Проект мосту розроблений інститутом «Укрпроектстальконструкція». Міст має 24 прольоти, з них чотири судноплавні з висотою 87 м. Основний обсяг (97% всіх швів) робіт зі зварювання головних балок було виконано розробленими в ІЕЗ автоматами та напівавтоматами.



6 листопада 1960

Відкрито першу чергу Київського метрополітену – ділянку Святошинсько-Броварської лінії завдовжки 5,2 км із 5 станціями: «Вокзальна», «Університет», «Хрещатик», «Арсенальна», «Дніпро». При спорудженні тунелів метрополітену широке застосування знайшли технології дугового зварювання (на фото спорудження підземного проміжного вестибюля станції «Арсенальна»).



7 листопада 1937

Народився М.М. Воропай (1937-2014) – доктор технічних наук, представник Патонівської науково-інженерної школи. Теоретично та експериментально розвинув наукові засади фізико-металургійних процесів при механізованому зварюванні у захисних газах. Розробив способи управління характеристиками дуги з електродом, що плавиться і не плавиться, дугове зварювання в атмосфері високого тиску, аргонодугове і мікроплазмове зварювання різнополярними імпульсами струму, дугове зварювання активованим дротом, електролітично-плазмове полірування поверхні електродного дроту.

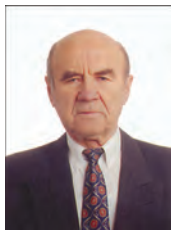


* Матеріал підготовлено компанією ТОВ «СТІЛ ВОРК» (м. Кривий Ріг) за участю редакції журналу.



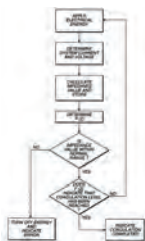
8 листопада 2013

В Університеті Осаки, Японія, пройшов перший міжнародний спільний симпозіум зі з'єднання та зварювання та видано збірку матеріалів конференції. Симпозіум був організований трьома найбільшими науковими установами зі зварювання – Британським інститутом зварювання, Дослідницьким інститутом з'єднань та зварювання Університету Осаки (Японія) та Інститутом зварювання Едісона (США). Головною темою обговорення стала технологія зварювання тертям.



9 листопада 1927

Народився Б.М. Кушніренко – кандидат технічних наук, заслужений машинобудівник України, колишній директор Експериментального виробництва ІЕЗ. До найвагоміших робіт Б.М. Кушніренка можна віднести розроблені ним нові способи аргонодугового зварювання з поперечними переміщеннями дуги. За цією технологією протягом 40 років і по теперішній час виготовляють більшість твердопаливних ракетних двигунів із надміцних сталей.



10 листопада 1998

Компанія Ethicon Inc. Отримує патент US5833690A на технологію з'єднання живих тканин методом електрокоагуляції. Основним профілем компанії є виробництво хірургічних швів та пристроїв для закриття ран. Патент описує електрохірургічний інструмент для зварювання тканин з різними характеристиками, такими як імпеданс (електричний опір), товщина та васкулярність (судинність). Головною метою винаходу є забезпечення зупинки кровотечі та швидке створення швів на тканині.



11 листопада 1934

На лінії вийшов дизельний поїзд Pioneer Zephyr, збудований компанією Budd Company. У конструкції використовувалася нова марка нержавіючої сталі – «18-8», яка вимагала іншої технології зварювання, оскільки традиційне зварювання руйнувало структуру сплаву. Така технологія була розроблена та отримала назву точкової та дозволила зварити корпус поїзда без втрати міцності конструкції.



12 листопада 1942

На верфі Richmond Shipyards (Каліфорнія) був поставлений рекорд складання та зварювання корпусу корабля. Для цього знадобилося лише чотири дні. Завдяки заміні клепаної конструкції та технології клепок на зварювальну конструкцію та зварювання при будівництві судна було зекономлено 500 т сталі. Цикл споруди скоротився до 50 днів. Для скорочення часу та зменшення вартості виготовлення, зниження залишкових напруг та деформацій було розроблено схему «розчленування» корпусу на секції.



13 листопада 2010

Наведена остання версія програмного забезпечення ESI Welding Simulation Suite. Програмний комплекс є унікальним інструментом комп'ютерного аналізу та оцінки термічних, хімічних, металургічних та механічних явищ і процесів у ході зварювання, складання та термообробки проєктованих виробів, від оцінки якості зварювання до послідовності операцій та прогнозування короблення.



14 листопада 1949

Здійснив перший політ гідролітак «Бе-6». У новій моделі «Бе-12» широко застосували зварювання деталей із корозійностійкого сплаву АМг-6Т. Це дало економію маси кожному такому виробу до 8,8 %. Заміна виготовлених з лиття та поковок великогабаритних деталей човна (ліхтаря, рам люків, редана та ін.) на зварні дала значну економію ваги та підвищила корозійну стійкість конструкції.



15 листопада 1878

Американським винахідником Томасом Едісоном засновано компанію «General Electric». Спочатку називалася «Едісон електрик лайт», а після об'єднання у 1892 р. з компанією «Томсон-Х'юстон Електрик Компані», заснованою іншим видатним американським винахідником – Е. Томсоном, отримала свою сучасну назву. Вона стала одним із головних розповсюджувачів контактного зварювання в США на початку її розвитку.

16 листопада 1934

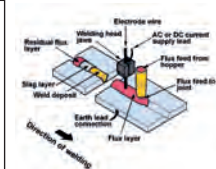
На міжнародному Паризькому авіасалоні продемонстрували модель нового літака Сталь-2. Це був перший серійний літак із цільностальною зварною конструкцією каркасу. Особливістю літака було виготовлення зварного каркасу з нержавіючої сталі марки Енерж-6.

**17 листопада 1955**

Народився В.Ю. Скульський – доктор технічних наук, відомий фахівець в галузі зварювання корозійностійких та теплостійких легованих сталей, представник Патонівської школи. Вагомий внесок ним зроблений в дослідження зварювання і розробку та впровадження технологій зварювання високотемпературних аустенітних сталей.

**18 листопада 1930**

Б.С. Робінов, С.Є. Пейк та В.Є. Квіллен отримали патент на спосіб зварювання, при якому дуга засипана флюсом. Він був застосований для виробництва труб із сталевих листів завтовшки до 16 мм за один прохід. Флюс безперервно висипався з бункера попереду електрода і, розплавляючись, утворював надійний шлаковий та газовий захист.

**19 листопада 1938**

Народився М.П. Тригуб (1938-2012) – доктор технічних наук, представник Патонівської науково-інженерної школи. Вніс суттєвий внесок у створення вітчизняного виробництва титанових зливків. Розробив технологію електронно-променевої плавки з проміжною ємністю та порційною подачею рідкого металу в кристалізатор, електронно-променеві гармати та установки для отримання зливків масою 20 т. Під його керівництвом створено науково-виробничий центр «Титан» та організовано промислове виробництво зливків титану та титанових сплавів.

**20 листопада 1996**

У бік Марса запущено Delta II Heavy – ракета другого покоління ракет-носіїв сімейства «Дельта». Розроблено та сконструйовано авіабудівною компанією «McDonnell Douglas». Ракети другого покоління називалися «важкими», оскільки застосовувалися для доставки на орбіту важких вантажів. Застосування зварювання тертям з перемішуванням зробило шви і стики ракети легше, крім того, конструкція вийшла міцною і витримувала величезні навантаження під час польоту. Зварювання тертям з перемішуванням було також використане при виробництві ракет Delta IV.

**21 листопада 1939**

Народився І.Р. Явдошин – кандидат технічних наук, представник Патонівської школи, відомий фахівець в галузі дослідження металургійних процесів дугового зварювання, розробки покритих електродів для зварювання, розробки промислової технології виробництва зварювальних електродів.

**22 листопада 1922**

Народилася Ейла Хільтунен (1922-2003) – фінський скульптор. Ранні роботи виконувала з мармуру та бронзи, з кінця 1950-х років почала експериментувати з литтям та зварюванням. У 1966 р. Хільтунен була нагороджена найвищою державною нагородою Фінляндії для митців – медаллю «Pro Finlandia». Однією з найвідоміших робіт Ейли Хільтунен є пам'ятник композитору Яну Сібеліусу у Гельсінкі. Зменшена копія пам'ятника стоїть біля штаб-квартири ООН у Нью-Йорку.

**23 листопада 1957**

У Парижі перед Французькою комісією атомної енергетики було продемонстровано зварювання електронним променем. Електронно-променеве зварювання являє собою процес зварювання плавленням, в якому пучок високошвидкісних електронів наноситься на матеріали, що з'єднуються. Заготовки плавляться, коли кінетична енергія електронів перетворюється на тепло при ударі, і присадковий метал, якщо він використовується, також плавиться, утворюючи частину зварного шва.





24 листопада 1881

Інженеру Огюсту де Мерітену виданий французький патент № 146010 на пристрій для зварювання дугою прямої дії, що складається з тримача з вугільним електродом, підключеним до позитивного полюса, і чавунної плити – до негативного полюса. Утримувач та плита розміщувалися у камері з ілюмінатором. Мерітен обмежився застосуванням цього пристрою лише для зварювання свинцевих пластин.



25 листопада 1923

Народився О.Й. Гуша – доктор технічних наук, представник Патонівської школи. З його участю розроблений новий метод вимірювання залишкових напружень у зварних з'єднаннях, що базується на ефекті акустопружності. Метод дає можливість отримати дані про напружений стан зварних конструкцій для оцінки їх працездатності та надійності експлуатації.



26 листопада 1998

Б.Є. Патону присуджено звання Героя України з врученням ордена Держави – за самовіддане служіння науці, видатні досягнення в галузі зварювання та спеціальної електрометалургії, які сприяли визнанню та утвердженню авторитету вітчизняної науки у світі. Борис Євгенович став першою людиною, яка отримала це звання і нагороду, що стало головним визнанням заслуг великого вченого перед наукою.



27 листопада 1918

Народився Б.Є. Патон (1918-2020) – видатний український вчений у галузі зварювання, металургії та матеріалознавства. Видатний громадський діяч та талановитий організатор науки, академік Національної академії наук України, Академії наук СРСР, Російської академії наук, Президент НАН України, Міжнародної асоціації академії наук, директор Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона, заслужений діяч науки та техніки УРСР, лауреат Ленінської та Державних премій СРСР та України, двічі Герой Соціалістичної Праці, Герой України. Разом зі своїм батьком Є.О. Патonom створив всесвітньо відому Патонівську науково-інженерну школу.



28 листопада 1907

Народився В.І. Дятлов – вчений, який вперше запатентував новий принцип влаштування дугових автоматів для подачі електрода з постійною швидкістю, яка не залежить від напруги дуги або інших факторів. У 1942 р. він вперше звернув увагу на саморегулювання дуги при зварюванні електродом, що плавився, досліджував це явище і запропонував використовувати в дугових автоматах. У ряді випадків саморегулювання дуги протікає настільки інтенсивно, що немає необхідності застосування досить складних схем автоматичного регулювання дуги.



29 листопада 1929

Американський штурман Річард Берд із трьома компаньйонами першими у світі перелетіли Південний полюс на тримоторному літаку Fokker F.VIIa/3m.

Літак вилетів зі Шпіцбергена і повернувся на аеродром зльоту, політ тривав 15 год і 57 хв, включаючи 13 хв, витрачених на обліт на Крайньої Півночі. Ім'ям Берда уряд США назвав Американський національний центр полярних досліджень. Починаючи з двадцятих років усі досягнення в техніці були пов'язані з прогресом зварювальних технологій.



30 листопада 1911

Помер М.М. Бекетов (1827-1911) – російський фізхімік, один із основоположників фізичної хімії та хімічної динаміки, заклав основи принципу алюмінотермії. У 1859 р. їм було розроблено спосіб отримання металів, заснований на алюмінотермії – відновлення їх оксидів алюмінієм. Вчений довів, що шихта із суміші порошоків алюмінію та оксиду заліза горить при температурі, що становить кілька тисяч градусів, перетворюючись на залізо та шлак. Це відкриття згодом знайшло застосування в процесі алюмінотермічного зварювання.