

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

09
2020

Автоматическая сварка

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Automatic Welding

Published 12 times per year since 1948

ЗМІСТ

Пам'яті Бориса Євгеновича Патона	3
Останнє інтерв'ю Бориса Євгеновича Патона	5

НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

<i>Міленін О.С., Великоіваненко О.А., Розинка Г.П., Півторак Н.І.</i> Чисельна методологія прогнозування надійності та залишкового ресурсу зварних трубопровідних елементів із корозійно-ерозійними дефектами	11
<i>Завдовеев А.В., Позняков В.Д., Жданов С.Л., Rogante М., Максименко А.О., Синеок О.Г., Герасименко А.М.</i> Вплив термічних циклів зварювання на формування структури та властивостей корозійно-стійкої сталі 06Г2БДП	22
<i>Рябцев І.О., Книш В.В., Бабінець А.А., Соловей С.О., Демєнков В.М.</i> Втомна довговічність зразків після зносостійкого виготовлення та ремонтного наплавлення	28

ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

<i>Лобанов Л.М., Аснїс Ю.А., Піскун Н.В., Вржижевський Е.Л., Радченко Л.М.</i> Вплив локальної термообробки на механічні властивості зварних з'єднань інтерметаліду системи TiAl, одержаного методом електронно-променевого зварювання	36
<i>Максимова С.В., Зволінський І.В., Юрків В.В., Мінаков С.М., Лисак В.В.</i> Залишкові напруження в з'єднаннях тонколистової оцинкованої сталі після дугового зварювання та плазмового паяння	42
<i>Пантелеймонов Є.О.</i> Подвійна термічна обробка зварних стиків залізничних рейок	47
<i>Кораб М.Г., Юрженко М.В., Ващук А.В., Менжерес М.Г.</i> Зварювання полімерних плівок лазерами малої потужності	51
<i>Махлін Н.М.</i> Процеси при збудженні зварювальної дуги (Огляд)	54

ІНФОРМАЦІЯ

Допоміжні системи роботизованого зварювання: підтримка автоматизованого серійного виробництва	61
---	----

CONTENTS

In memory of Borys Evgenovych Paton	3
The last interview of Borys Evgenovych Paton	5

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

<i>Milenin O.S., Velikoivanenko O.A., Rozynka G.P., Pivtorak N.I.</i> Numerical methodology of prediction of the reliability and residual life of welded pipeline elements with corrosion-erosion defects	11
<i>Zavdoveev A.V., Poznyakov V.D., Zhdanov S.L., Rogante M., Maksymenko A.O., Sineok O.G., Gerasimenko A.M.</i> Impact of thermal cycles of welding on formation of the structure and properties of corrosion-resistant steel 06G2BDP	22
<i>Ryabtsev I.O., Knysh V.V., Babinets A.A., Solovej S.O., Demenkov V.M.</i> Fatigue life of samples after wear-resistant, fabrication and repair surfacing	28

INDUSTRIAL

<i>Lobanov L.M., Asnis E.A., Piskun N.V., Vrzhyzhevskiy E.L., Radchenko L.M.</i> Influence of local heat treatment on mechanical characteristics of welded joints of intermetallic tial system obtained by electron beam welding	36
<i>Maksymova S.V., Zvolinskyy I.V., Yurkiv V.V., Minakov S.N., Lysak V.V.</i> Residual stresses in thin-sheet zinc-coated steel joints after arc welding and plasma brazing	42
<i>Panteleymonov E.O.</i> Double heat treatment of welded joints of railway rails	47
<i>Korab M.G., Iurzenko M.V., Vashchuk A.V., Menzheres M.G.</i> Welding of polymer films by low power lasers	51
<i>Makhlin N.M.</i> Processes occurring at excitation of the welding arc (Review)	54

INFORMATION

Auxiliary systems for robotic welding: support of automated batch production	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:
Б.Є. Патон (головний редактор),
С.І. Кучук-Яценко (заст. гол. ред.),
В.М. Ліподаєв (штатний заст. гол. ред.)
О.М. Берднікова, Ю.С. Борисов,
В.В. Книш, В.М. Коржик, І.В. Кривцун,
Ю.М. Ланкін, Л.М. Лобанов,
С.Ю. Максимов, М.О. Пашин,
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 Malevych, 11
Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277
Факс: (38044) 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com/ukr/journal/as

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

Рекомендовано до друку
редакційною колегією журналу

Свідоцтво про державну
реєстрацію KB 4788 від 09.01.2001

ISSN 0005-111X

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

Передплата 2021

Передплатний індекс 70031.

12 випусків на рік (видається щомісячно).

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

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

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

За зміст рекламних матеріалів
редакція журналу відповідальності не несе.

EDITORIAL BOARD

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

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

Founders

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

Address

E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU
03150, Ukraine, Kyiv-150,
11 Kasymyr Malevych Str.
Tel.: (38044) 200 6302, 200 8277
Fax: (38044) 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com/eng/journal/as

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

Order of the MES of Ukraine № 409 of 17.03.2020.

Recommended for printing editorial board of the Journal

Certificate of state registration
of KV 4788 dated 09.01.2001

ISSN 0005-111X

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

Subscription 2021

Subscription index 70031.

12 issues per year (issued monthly), back issues available.
\$180, subscriptions for the printed (hard copy) version,
air postage and packaging included.

\$150, subscriptions for the electronic version
(sending issues of Journal in pdf format
or providing access to IP addresses).

«Avtomatychne Zvaryuvannya» (Automatic Welding)
journal is republished in English under
the title «The Paton Welding Journal»:

www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj

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



Пам'яті Бориса Євгеновича Патона

Національна академія наук України, Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона з глибоким сумом повідомляють, що 19 серпня 2020 р. світову і вітчизняну науку спіткала велика втрата — на 102-му році життя зупинилося серце видатного українського вченого в галузі металургії, технології металів, електрозварювання та матеріалознавства, організатора науки, державного та громадського діяча, президента Національної академії наук України, директора Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, двічі Героя Соціалістичної Праці, першого Героя України академіка Бориса Євгеновича Патона.



Борис Євгенович Патон народився 27 листопада 1918 р. в Києві в родині професора Київського політехнічного інституту Євгена Оскаровича Патона.

Його інженерна і наукова діяльність розпочалася в 1942 р. в Інституті електрозварювання, який тоді в евакуації розміщувався на території «Уралвагонзаводу» в Нижньому Тагілі. Відтоді протягом 11 років Борис Євгенович працював разом із батьком, який очолював інститут. Це були роки його становлення як науковця та дослідника, а згодом і як керівника великого науково-виробничого колективу. Він продовжив і блискуче розвинув справу, розпочату Євгеном Оскаровичем, разом з яким

створив всесвітньо відому патонівську наукову школу, та 67 років очолював широковідомий у всьому світі науково-технічний комплекс — Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України.

Світове визнання Б.Є. Патон здобув своєю різнобічною і надзвичайно плідною науковою та інженерною діяльністю, прагненням спрямувати фундаментальні наукові дослідження на розв'язання актуальних проблем науково-технічного прогресу. Своїми працями він заклавав підґрунтя дугового зварювання, зокрема, теорії автоматів для дугового зварювання, яку потім розвивали багато фахівців у галузі автоматичного управління процесами зварювання.



Під керівництвом Б.Є. Патона було здійснено дослідження в галузі зварювальних джерел живлення, створено процеси дугового, електрошлакового, контактного, електронно-променевого та багатьох інших видів зварювання і споріднених технологій; виконано великий комплекс фундаментальних і прикладних досліджень у галузі статичної та циклічної міцності зварних з'єднань, їхнього опору крихким і втомним руйнуванням, працездатності в умовах низьких температур. Уперше в Україні з'явилися системи діагностики зварних конструкцій, до яких висують підвищені вимоги безпеки експлуатації. Б.Є. Патон очолив дослідження з використання електрошлакового процесу для поліпшення якості металів і сплавів, внаслідок чого з'явився принципово новий напрям у металургії — електрошлаковий переплав і лиття. Технології, розроблені під його керівництвом, успішно працюють на землі, під водою і в космосі. Борис Євгенович запропонував також використовувати методи зварювання для з'єднання живих тканин.

Багато років Б.Є. Патон в якості головного редактора керував виданням провідних журналів в галузі зварювання та споріднених технологій — «Автоматичне зварювання», «Сучасна електрометалургія» та «Технічна діагностика та неруйнівний контроль», що дозволило донести до світової науково-технічної громадськості інформацію про результати досліджень і нові розробки Інституту електрозварювання, сприяти реалізації понад 150 ліцензій у зарубіжних країнах.

У 1962 р. Б.Є. Патона було обрано президентом Академії наук УРСР (нині — Національна академія наук України). Глибоке розуміння ролі науки в суспільстві, її цілей і завдань, високий міжнародний авторитет ученого, відданість науці, невичерпна енергія та високі моральні якості, активна громадсько-політична діяльність, досвід керівництва великими науковими колективами стали визначальними аргументами в обранні Бориса Євгеновича на цю посаду. Відтоді він упродовж 58 років очолював провідну наукову організацію України.

На відповідальному посту президента НАН України ще більше розкрився його талант організатора науки. За участі Бориса Євгеновича Патона розроблено нову структуру Академії наук, її новий статут, спрямований на найраціональніше використання наукових сил

і засобів, їх концентрацію на розв'язанні найважливіших фундаментальних та прикладних наукових проблем, що мають важливе значення для економіки країни, створено десятки нових інститутів та установ, що розвинули і поглибили дослідження в пріоритетних наукових напрямках.

Виняткові здібності Бориса Євгеновича як лідера, ученого й організатора проявилися у драматичні дні аварії на Чорнобильській АЕС. Колективи багатьох інститутів Академії, її Президія вже з перших днів працювали над ліквідацією наслідків цієї катастрофи.

У роки незалежності України Б.Є. Патон багато зробив для збереження і примноження потенціалу вітчизняної науки, розгортання нових наукових напрямів, необхідних для розбудови незалежної європейської держави, її економіки, науково-технічної, освітньої, соціально-культурної сфер, зміцнення обороноздатності держави.

Б.Є. Патону належить значний внесок у розвиток міжнародного наукового співробітництва України, входження вітчизняної науки до європейського і світового наукового простору. За його ініціативою в 1993 р. створено Міжнародну асоціацію академій наук (МАН), що об'єднала національні академії 15 країн Європи і Азії. Протягом майже чверті сторіччя Борис Євгенович був незмінним президентом цієї асоціації.

Б.Є. Патона неодноразово обирали до складу вищих органів державної влади Радянського Союзу й України. Він був керівником та членом багатьох важливих комітетів і комісій. Обіймаючи високі посади, Борис Євгенович плідно працював з глибоким почуттям особистої відповідальності перед державою, народом та власною совістю.

Борис Євгенович Патон продовжував працювати до останніх днів свого життя. Його життєвий шлях — взірець відданості улюбленій справі, науці, Україні. Усі, кому пощастило спілкуватися з Борисом Євгеновичем, знали його як надзвичайно творчу особистість, мудру, глибоко порядну і доброзичливу людину з фантастичною енергією, жагою до праці, гострим аналітичним розумом, теплим гумором і високою людяністю.

Всесвітньо визнаний учений, взірець дослідника, видатний організатор науки, справжній син українського народу — світла пам'ять про Бориса Євгеновича Патона назавжди залишиться в серцях усіх, хто його знав і працював з ним.

Редколегія журналу визнала за важливе ознайомити читачів з останнім інтерв'ю Б.Є. Патона, яке було опубліковано в «Урядовому кур'єрі» незадовго до його відходу з життя. В ньому осмислення сьогодення і роздуми про майбутнє видатного ученого і мудрої людини, все життя якого — самовіддане служіння науці

Президент Національної академії наук України академік Борис Патон: «Пандемія COVID-19 показала, як неприпустимо багато ресурсів ми марнуємо на другорядні потреби і не звертаємо уваги на головне — глобальні проблеми»

У квітні мали відбутися вибори президента і президії Національної академії наук України, але завадила пандемія коронавірусної хвороби. Проте прізвища кандидатів на головну посаду в академії вже відомі, і серед них немає нинішнього очільника Бориса Патона. Про рекордне керівництво і майбутнє НАН України ця ексклюзивна розмова з ним.

— Борисе Євгеновичу, чим запам'ятаються 58 років президентства в НАН України і чим плануєте займатися по завершенні своєї каденції?

— Після складення повноважень президента академії в мене ще залишатимуться обов'язки директора Інституту електрозварювання імені Є.О. Патона НАН України. Тому роботи поменшає незначно — не з моїм щастям (усміхається). З іншого боку, нічого незвичного чи обтяжливого в цьому для себе не бачу — в нашій родині з діда-прадіда панував культ праці. А коли втягуєшся, то не одразу помічаєш, що професія поглинає весь твій час. Навіть не можу сказати про академію як про другу родину, здається, вона була моєю єдиною родинною. Від цього, звичайно, страждало приватне життя, рідні й близькі бачили мене далеко не так часто, як хотіли і як варто було б. Трохи виправився я, мабуть, тільки тепер — живу з родиною онучки Ольги, виховую правнучку Ганнусю. Вона велика непосида, допитлива дівчинка-щебетушка. З нею не засумуєш. Пандемія — це, без сумніву, велике лихо, але можу погодитися з думкою, що для багатьох

із нас карантин став нагодою побути в сімейному колі довше, ніж зазвичай.

А загалом ці 58 років, як і вся історія академії, були часом і великих досягнень, і великих випробувань. Різнилися тільки виклики, які поставали перед державою. Із 1950-х років треба було встигати за світовою науково-технічною революцією. Під нові завдання розбудовували структуру академії, створювали нові установи, засновували регіональні наукові центри тощо. Коли мене вперше обрали президентом тоді ще Академії наук УРСР, я поставив за мету зробити зв'язки між наукою та виробництвом максимально тісними. Бо вчені — не річ у собі й не річ для себе, підсумки їхньої роботи мають втілюватися у практику, давати очевидну й відчутну користь суспільству та державі. Це й був мій головний імператив. Спираючись на нього, запропонував колегам там, де це доцільно, створювати й упроваджувати розробки за схемою «науковий інститут — конструкторське бюро — дослідне виробництво». Не хочу себе хвалити, але треба визнати, що цей механізм не без успіху працював багато років.

В академії від самого її заснування у 1918 р. виконували гігантські обсяги роботи. Наприклад, наші науковці спрогнозували негативні наслідки масштабної осушувальної і зрошувальної меліорації, інтенсивної хімізації сільського господарства й будівництва сумнозвісної Чорнобильської атомної електростанції. Тільки хто ж нас послухав? Проте коли реалізується найгірший прогноз, науковці не можуть сказати: «Ми ж застерігали», просто розвернутись і піти, залишити людей на одинці з їхнім горем. Аварія на ЧАЕС була комплексним викликом, і академія активно долучилася до ліквідації її наслідків, яка триває й досі.

На початку 1990-х Україна стала незалежною, й академія досить швидко перебудувалася під нові реалії. Скажімо, в умовах розриву економічних зв'язків між колишніми радянськими республіками і занепаду галузевої науки, яка, на превеликий жаль, так і не вийшла з коми, саме НАН України взяла на себе супровід базових галузей національної економіки. Було відновлено або за-





Головний корпус КПІ (роки навчання 1937–1941)

початковано багато напрямів соціогуманітарних досліджень (і засновано відповідні структурні підрозділи або навіть цілі наукові установи), які за радянських часів перебували в немилості, але були вкрай важливими для становлення молодой Української держави.

2014 р. академія разом з усією країною зазнала болючого удару і великих збитків. На окупованих Росією територіях Криму та Донбасу залишились і наші тамтешні установи — звісно, з усім матеріальнотехнічним забезпеченням, а також об'єкти історико-культурної спадщини. На щастя, вдалось евакуювати до Києва частину співробітників. В Автономній Республіці Крим ми, на жаль, втратили майже всіх і все. Серед іншого лазерну обсерваторію, Карадазький природний заповідник, коштовне наукове обладнання і наше єдине науково-дослідне судно. Тому вимушено згорнули деякі роботи, а саме частину океанологічних і океанографічних та історичних і археологічних досліджень. Ми все робимо, щоб якось компенсувати ці втрати, та, як кажуть, ламати — не будувати. Ламали, щоправда, не ми, але від цього не легше.

Навіть війна — не привід скласти руки і чекати, доки хтось розв'яже наші проблеми. Тому науковці разом з усією країною мобілізувалися. По-перше, академія започаткувала власну цільову науково-технічну програму з проблем підвищення обороноздатності й безпеки держави. По-друге, розпочала або розширила дослідження цивілізаційного вибору України, шляхів консолідації нашого суспільства, особливостей міграційних процесів, які в ньому відбуваються, а також дослідження історії, культури, економіки українських регіонів з особливим акцентом на схід і південь. Це титанічні колективні праці у форматі національних доповідей або серійних видань, з якими може ознайомитися кожен охочий — їхні електронні версії є у відкритому доступі. Щоро-

ку наші вчені надають тисячі експертних висновків, доповідних записок та інших документів на вимогу держави. Звичайно, ми готуємо всі ці документи з розрахунком, що ними справді скористаються. Часто бачимо позитивну віддачу від цієї роботи. Це дає сили працювати далі.

Прикладні дослідження і науково-експертна діяльність — надзвичайно важлива частина нашої роботи, однак головне статутне завдання НАН України полягає у здійсненні широкого спектра фундаментальних наукових пошуків. За деякими напрямками досі утримуємо світовий пріоритет, і справедливо можемо цим пишатися. Проте загалом наука в Україні переживає, м'яко кажучи, не найкращі часи, що не могло не позначитись і на нашій академії. Не залишаємо сподівань, що це тимчасова скрута.

— **У концепції розвитку на 2014–2023 роки академія задекларувала курс на реформи. Що, на вашу думку, має змінитись, а що заслуговує на збереження?**

— Важливо, щоб академія була, а її наукові школи відтворювалися й примножувалися. Це передовсім. Адже в деяких пострадянських країнах аналогічні організації або істотно втратили у суспільній вазі й відійшли на маргінес, або взагалі були ліквідовані. У Росії головну академію наук примусово об'єднали з галузевими, дуже обмежили у праві розпоряджатися власними ресурсами, зокрема фінансовими, і це теж не пішло їй на користь. Україні не підходить жоден із цих шляхів. Досі академії вдавалось обстоювати своє право на існування, але зазіхання на нас не припинялися впродовж усього періоду Незалежності. Переважно з боку людей, які нічого не тямлять в особливостях науки та організації досліджень. І погано розуміють, навіщо країні утримувати власну наукову галузь.

Не менш важливо (і це моя принципова позиція), щоб НАН України безумовно зберігала за собою самоврядний статус у всіх справах, що стосуються її діяльності. Норма про це міститься і має надалі залишатись у статуті академії. У нас завжди працювало і нині працює достатньо розумних людей, які самі, не чекаючи вказівок згори або збоку, дадуть собі раду з визначенням і реалізацією дослідницьких пріоритетів, бо добре знаються на світових трендах і національних українських потребах.

Щодо решти питань можна і потрібно дискутувати, зважувати всі «за» і «проти», обирати оптимальні рішення. І за останні кілька років в академії багато чого змінилось. 2016 р. загальні збори НАН України ухвалили нову редакцію статуту академії, який пройшов тривале обговорення на всіх рівнях нашої організації. Не можна заперечувати, що завдяки йому стала можливою відчутна демократизація внутрішньоакадемічно-



Головний корпус ІЕЗ (роки роботи 1944–1975)

го життя. Передусім за рахунок обмеження часу перебування на керівних посадах в академії двома строками та залучення до повноцінної участі у прийнятті рішень представників, делегованих науковими колективами. Крім того, за сприяння німецьких партнерів, за що хочу ще раз висловити їм глибоку вдячність, на основі найкращих європейських зразків було розроблено прогресивну методику оцінювання ефективності діяльності наукових установ НАН України. Ми її успішно апробували й активно використовуємо. До речі, саме ця методика лягла в основу принципово нового механізму фінансування науки за бюджетною програмою КПКВК 6541230 «Підтримка розвитку пріоритетних напрямів наукових досліджень», яку наша академія ініціювала в 2017 році спільно з Міністерством фінансів України. Принагідно хотів би подякувати за це нинішньому очіль-

никові Мінфіну Сергієві Марченку, який у той час був заступником міністра та опікувався питаннями фінансування наукової галузі.

Я навів далеко не повний перелік всього, що нам вдалося. Життя триває, рухаємося далі. Але, наголошую, реформування академії не має призвести до її руйнування.

Так склалося, що на сьогодні НАН України — чи не єдиний осередок справжньої науки в нашій країні, в ній зосереджено фактично весь наш національний інтелектуальний потенціал. Не уявляю, як дивитимемося в очі дітям і онукам, якщо девальвуємо та розпродамо ще й цю цінність. І не хочу уявляти. Академія гідна кращої долі.

— А що для вас наука? У чому для вас полягає її цінність?

— Наука — це єдино адекватний інструмент пізнання навколишнього світу і створення його достовірної картини. Кращого поки що не винайдено. Вона дала змогу представникам одного з мільйонів видів живих істот максимально одомашнити середовище свого існування і розбудувати розумну цивілізацію. Принаймні почасти розумну (сумно усміхається). Чи ж це не доказ приголомшливої ефективності науки?

Її виникнення було цілком логічним, тому що базувалося на природній допитливості. Але інтерес — це ще не все: мисленнєвий процес потребує зусиль і спеціальної системи. На те, мабуть, людина — не тільки біологічна, а й соціальна істота, щоб урешті-решт перетворюватися на щось більше, ніж прямоходячий родич мавп.

Здавалося б, що нам до безмежно далеких галактик, глибоких земних надр, будови атомів? Наука — це завжди відрив від якоїсь приземленої



Президія НАН України (роки роботи 1962–2020)



Новий корпус ІЕЗ (роки роботи 1975–2020)

повсякденності, побутовості, це розсування горизонтів вусібіч. В одній з праць французького астронома Каміля Фламмаріона вперше з'явилася знаменита нині гравюра невідомого автора, яка, по-моєму, геніально передає суть науки: на ній зображено людину, яка зазирає за межі небесної сфери — у відкритий космос. Вона не отримує від цього миттєвої практичної користі, крім хіба суто професійного задоволення, але не може інакше.

Були часи, коли вчених переслідували і знищували, бо вони як першопрохідці за природою збурювали когнітивний комфорт, простіше кажучи, войовниче невігластво інших. І самим своїм існуванням розхищували релігійні та політичні системи, які на цьому невігластві трималися. На жаль, у XXI столітті інтелектуального мороку все ще достатньо, але заради справедливості мушу відзначити і великий прогрес у цьому плані. Тож ми не такі вже безнадійні.

Пандемія COVID-19 показала, як неприпустимо багато ресурсів ми марнуємо на другорядні потреби і не звертаємо уваги на головне — глобальні проблеми. Мені було приємно бачити, як американці успішно запустили новий пілотований космічний апарат CrewDragon і зістикували його з Міжнародною космічною станцією. Але якщо ми не забезпечимо собі виживання на Землі — а без збереження довкілля і його біорізноманіття це неможливо, — то про колонізацію ні ближчого, ні віддаленішого космосу нічого й думати. Мені здається, саме це мав на увазі британський фізик і космолог Стівен Гокінг, який вважав, що людство не встигне реалізувати плани з розселення на інших планетах, зокрема й екзопланетах, тобто, поза Сонячною системою. Можливо, в цьому заховано відповідь на парадокс Фермі або, як його ще називають, велике

мовчання Всесвіту. Зміни клімату, які рік у рік стають дедалі очевиднішими, переконують мене, що, схоже, пан Гокінг був недалекокий від правди. Хоч як сумно це визнавати. І все-таки я за те, щоб не здаватись і шукати вихід навіть із найбезнадійнішої ситуації. Без науки ми цього виходу не знайдемо, і щодо цього не може бути двох думок.

— Українській науці часто закидають інертність і бездіяльність. Що можете відповісти критикам? Чим наука стала у пригоді Українській державі й чим досі їй допомагає?

— На жаль, вдумливих і обізнаних критиків серед таких людей небагато, здебільшого, даруйте, критикани. Недавно читав публікацію однієї нібито й не далекої від науки людини, яка радить ученим нашої академії бути ще активнішими. Читав і думав: куди вже активніше? Якщо фундаментальних і прикладних досліджень, науково-експертної та науково-популяризаційної діяльності недостатньо, то, щиро кажучи, вже не знаю, що ще вчені здатні запропонувати своїй країні і своєму народові. Хіба що працювати за «спасибі», що ми фактично вже майже і робимо, бо жалюгідні фінансові крихти, які отримує абсолютна більшість наших співробітників, язик не повертається назвати зарплатою. І при цьому нас звинувачують, що ми постійно говоримо про гроші й те, як нам їх бракує. Врешті-решт ми вже 30 років живемо в умовах ринкової економіки і відкритих кордонів, і щонайменше дивно очікувати від висококваліфікованих фахівців, що вони задовольняться окладами, на які вже не погоджуються навіть прибиральники і касири супермаркетів.

На загальних зборах, які не відбулись у квітні, академія мала підбити підсумки своєї діяльності за період із 2015 по 2019 рік. І якщо ознайомитися з ними (а всі звітні матеріали є на сайті НАН України) трохи уважніше за авторів порожніх популістських гасел, то можна побачити, що зроблено надзвичайно багато. Напевно, великий наш недолік у тому, що ми не кричимо про свої досягнення на кожному розі. Просто мовчки гаруємо на роботі й заощаджуємо державі мільярди бюджетних коштів або приносимо мільярдні прибутки. Що, однак, слабко позначається на нашому фінансуванні.

Щоб не бути голослівним, наведу кілька прикладів. Ми вже обговорили, що академія здійснює науковий супровід базових галузей української економіки. Одна з головних і стратегічно важлива — енергетика. Так-от, оцінки стану реакторів вітчизняних АЕС фахівців НАН України дали змогу продовжити на 20—30 років терміни експлуатації шести із 15 реакторів. Економічний ефект від продовження терміну роботи тільки одного ядерного блоку сягає 1,5 мільярда гривень. Ми здійснили сертифікацію ядерного палива Westinghouse і зао-

щадили Україні ще 1,3 мільярда. Це сприяло диверсифікації поставок ядерного палива на вітчизняні АЕС і стало значним внеском в енергетичну незалежність нашої держави. Вчені академії запропонували інноваційні технології заміщення антрациту на українських ТЕС і ТЕЦ. В інтересах одного з наших давніх і добрих партнерів із виробничого сектора — конструкторського бюро «Південне» було розроблено спеціальний модуль відведення третього ступеня ракети-носія і виконано інші важливі роботи. У нашому доробку — технологія контактного стикового зварювання рейок з високоміцної сталі, якими потяги рухаються, генеруючи значно менше шуму. Тому залізничні шляхи, прокладені за допомогою такої технології, називаються оксамитовими. Науковці академії створили багато розробок для потреб медицини, сільськогосподарського комплексу, а також в інтересах безпеки та оборони.

А наш бюджет на 2020 рік — близько 4 мільярдів гривень. Сюди слід додати кошти, які розподіляють між найкращими науковими колективами в межах програми «1230». Конкурси на отримання грантового фінансування нині проводить нещодавно створений Національний фонд досліджень України, і наші науковці сподіваюся отримати частину коштів на свої дослідження і з цього джерела.

Ось і все. Нагадаю, сукупний бюджет правоохоронних відомств перевищив 100 мільярдів гривень. Прикро це констатувати, але в нашої держави викривлена система пріоритетів. Трохи цифр для порівняння: у США 2017 року сукупні витрати на науку наблизилися до 550 мільярдів доларів. Але це дуже велика країна, і мені можуть заперечити, що порівняння некоректне. Тож погляньмо на Францію: у 2018 році там витратили на науку майже 68,5 мільярда доларів США.

Безперечно, є країни, чії видатки на науку в абсолютних цифрах б'ють наш антирекорд. Але деякі з них непорівнянні з Україною територіально та за чисельністю населення. Інші ж — зовсім не ті приклади, на які нам варто орієнтуватися. Вірець ставлення до науковців — наші найближчі сусіди. Скажімо, у Польщі на науку спрямовують понад \$14,5 мільярда, у Туреччині — майже \$22 мільярда. Думаю, що в середньостроковій перспективі в Україні цілком можливо досягти цих обсягів видатків. Адже це відповідає національному законодавству. Нагадую, стаття 48 Закону України «Про наукову і науково-технічну діяльність» встановлює фінансування наукової галузі на рівні не нижче 1,7% ВВП з 2020 року. Нині майже вдесятеро менше. Здається, за нинішніх обставин цієї цифри вже неможливо досягти вчасно. Припускаю, що може статися щось неймовірне, що змусить нашу державу схаменутися. Життя — річ непередбачувана. Згадали ж про армію в 2014

році. До речі, 1,7% ВВП — це зовсім не захмарні видатки. Середньоєвропейський рівень становить 2—3 % ВВП, в Ізраїлі — навіть 4 %.

Але і з таким мізерним фінансуванням вчені академії демонструють продуктивність, без перебільшення, на межі фантастики. Прості розрахунки показали, що за кількістю публікацій, які припадають на мільйон євро витрат на науку, Україна випереджає і Польщу (втричі), і Туреччину (вдвічі), і навіть Німеччину (майже у п'ять разів). Однак ідеться не про будь-які публікації, а тільки у фахових рецензованих журналах, індексованих у базі Scopus, тобто у престижних світових виданнях. Можете уявити, який позитивний вибух міг би статись, якби наші не балувані державною увагою науковці отримали ті обладнання й зарплати, на які заслуговують.

Якщо зануритись у тему глибше, то міфи випаровуються, наче роса на сонці.

— **Борисе Євгеновичу, не можу не запитати про те, що, без сумніву, цікавить багатьох: чи підтримуєте когось із кандидатів на посаду президента НАН України? І якщо так, то кого й чому?**

— Давно і добре знаю кожного з кандидатів. І кожного встиг побачити і за словами, і за справами. Дуже важливо, що вони здобули авторитет як справжні фахівці у своїх галузях. Окрім того, більшість з них має не тільки великий науковий, а й науково-організаційний і викладацький досвід.

Звичайно, кожен, хто голосуватиме на виборах президента і президії академії (нагадаю, це будуть не лише члени НАН України, тобто академіки і члени-кореспонденти, а й представники наших наукових колективів), керуватиметься власним досвідом, сумлінням, особистими вподобаннями. Я з вибором уже визначився: голосуватиму за академіка Анатолія Загороднього, який обіймає посаду віцепрезидента нашої академії. На мою думку, саме в його особі найбільш вдало поєднано професійні й людські якості.

По-перше, Анатолієві Глібовичу в непростих умовах вдалося зберегти невеликий, але продуктивний колектив науковців Інституту теоретичної фізики імені М.М. Боголюбова НАН України, в якому він працює з 1970-х років, а директорує з 2003-го. Це всесвітньо відома установа, вона активно співпрацює з провідними іноземними дослідницькими центрами, наприклад Європейським центром ядерних досліджень, який більше знають за аббревіатурою CERN. А в науковому світі до співпраці підходять дуже прагматично, тому, звісно, не стали б налагоджувати зв'язки з тим, хто не вартий уваги і довіри. Ясна річ, міжнародний престиж інституту підтримується авторитетом усіх його науковців, але повірте, академік Загородній теж доклав до цього чималих зусиль.



Батько та син (у дворі НТУУ «КПІ»)

До речі, він науковий представник України в CERN, що само по собі дорогого коштує.

По-друге, Анатолій Загородній позитивно зарекомендував себе за тими напрямками роботи, якими опікується відповідно до посадових обов'язків у президії НАН України. Це насамперед питання співпраці з Міністерством освіти і науки, Науковим комітетом Нацради з питань розвитку науки і технологій, Комітетом Верховної Ради України з питань освіти, науки та інновацій. Це й питання міжнародної наукової і науково-технічної співпраці, а також проблеми наукової молоді. Анатолій Загородній має величезний досвід, який може стати академії у пригоді з огляду на євроінтеграційний вектор, який Україна задекларувала кілька років тому, коли уклала Угоду про асоціацію з ЄС. Триває інтеграція України в європейський дослідницький простір, а серед іншого вирішують питання про приєднання до Європейської хмари відкритої науки.

Попереду ще дуже багато роботи, процес далекий від завершення, але важливо забезпечити його тяглість і неперервність. Академік Загородній побував у багатьох країнах і не з чужих слів знайомий з їхніми науковими системами. Розумне запозичення чужого досвіду допомагає нам реформувати академію.

Звичайно, залишається вкрай гострою проблема інтенсивного впливу мізків. Тому потрібно

працювати з талановитою молоддю, сприяти її долученню до академічної громади. Для цього на базі нашого Фізико-технічного науково-навчального центру було створено Київський академічний університет НАН України та МОН України. Він має статус наукової установи і готує майбутніх фахівців за визнаною у світі так званою фізтехівською системою. Це дає змогу з перших курсів поєднувати навчання з науковою діяльністю завдяки тому, що студентам викладають вчені, які самі проводять дослідження за перспективними напрямами науки.

У мене завжди викликали занепокоєння люди, які жадали влади, особливо за всяку ціну. Наприклад, ціною знеславлення організації, в якій вони бачать себе керівником, не маючи для цього достатньо компетенції та хисту. Як і з-поміж будь-яких інших людей, серед учених також трапляються такі, котрі з більшою приємністю дивляться на себе в науці, ніж на науку в собі.

Я прожив довге, насичене і цікаве життя, мав змогу працювати з різними людьми, спостерігати за тим, як їхні характери проявляються в різних ситуаціях. Досвід підказує, що на булаву найбільше заслуговує той, хто спроможний по-волячому тягти майже непідйомну ношу, ні на що не скаржачись і не хизуючись. Тобто це має бути людина, по-перше, талановита і працююча, а по-друге, скромна і порядна. Не люблю гучних слів про патріотизм — зрозуміло, що керівник рівня президента академії наук має працювати в інтересах своєї країни.

Звісно, управління будь-якою достатньо великою організацією, зокрема й Національною академією наук, у системі якої працює близько 30 тисяч осіб, — це завжди командна гра, якщо скористатися спортивною термінологією. В академії всі рішення ухвалюють колегіально — для цього збираються засідання президії, бюро президії та бюро відділень НАН України, а також загальні збори академії та окремих її відділень. Попри це президент академії був і залишатиметься її обличчям, на ньому лежатиме весь тягар відповідальності. Тому хотілося б залишити академію в надійних руках. А про те, чиї руки найнадійніші, я вже сказав. Для Анатолія Загороднього академічна доброчесність і доброчесність в етичному сенсі — не порожні слова. І в робочому, і в міжособистісному спілкуванні він людина надзвичайно делікатна та дипломатична. А ще, можливо, як ніхто інший із кандидатів, готова до діалогу, бо вмів слухати і головне — чути різних людей. І що дуже важливо, він має непохитну та принципову позицію у захисті інтересів академії.

Підготувала: Сніжана МАЗУРЕНКО

ЧИСЕЛЬНА МЕТОДОЛОГІЯ ПРОГНОЗУВАННЯ НАДІЙНОСТІ ТА ЗАЛИШКОВОГО РЕСУРСУ ЗВАРНИХ ТРУБОПРОВІДНИХ ЕЛЕМЕНТІВ ІЗ КОРОЗІЙНО-ЕРОЗІЙНИМИ ДЕФЕКТАМИ

О.С. Міленін, О.А. Великоіваненко, Г.П. Розинка, Н.І. Півторак

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

Для розв'язання типових практичних задач експертного аналізу технологічного стану та залишкового ресурсу безпечної експлуатації зварних елементів магістральних та технологічних трубопроводів із виявленими в процесі діагностики дефектами корозійно-ерозійної втрати металу розроблено комплекс методик, математичних моделей та засобів їх скінченно-елементної реалізації. Для зниження консервативності аналізу враховано взаємопов'язані процеси термодформування при монтажному та ремонтному зварюванні, а також зародження та розвиток докритичного пошкодження матеріалу дефектної конструкції за в'язким механізмом в процесі експлуатації за складних температурно-силових умов зовнішнього впливу. Було розроблено методики статистичного аналізу схильності зварних трубопроводів до руйнування на основі методів Вейбула та Монте-Карло, підтверджено адекватність розроблених розрахункових методів. Визначено особливості впливу зварювання на надійність та працездатність магістральних і технологічних трубопроводів із виявленими дефектами корозійно-ерозійної втрати металу для мінімально консервативних рекомендацій щодо можливості безпечної експлуатації трубопроводів. Бібліогр. 18, табл. 2, рис. 12

Ключові слова: трубопровід, дефект корозійно-ерозійної втрати металу, зварне з'єднання, граничний стан, надійність, ймовірність руйнування, в'язке руйнування

Визначення залишкової міцності та працездатності трубопровідних елементів (ТЕ) з виявленою дефектністю є типовою задачею в комплексі заходів аналізу фактичного технічного стану та забезпечення надійної експлуатації. Зокрема, для магістральних та технологічних трубопроводів довготривалої експлуатації типовим є накопичення дефектів несучильності металу, які знижують їх несучу здатність аж до аварійного стану. Найбільш поширеними дефектами є поверхневі корозійно-ерозійні стоншення стінки труби, поява яких викликана взаємодією конструкції з агресивним середовищем чи негативним впливом продукту, що транспортується. Оцінка припустимості ізолюваних дефектів корозійно-ерозійної втрати металу регламентується низкою вітчизняних та закордонних нормативних документів, загальність яких вимагає суттєвої консервативності. Зокрема, типовим інженерним підходом є суттєве спрощення чи ігнорування особливостей напружено-деформованого стану (НДС) ТЕ в області монтажних або ремонтних зварних швів в разі наявності на його периферії дефекту стоншення стінки. Це пов'язано зі складністю опису процесів взаємодії напружень різного типу (залишкових і в зоні концентратора) та відповідного розвитку докритичного руйнування матеріалу труби, яке, в свою чергу, визначає граничний стан дефектного ТЕ.

Для визначення граничного стану зварних конструкційних елементів за складного зовнішнього

впливу та розв'язання споріднених прикладних задач однією з сучасних тенденцій в світовій науковій практиці є розробка методів чисельного скінченно-елементного прогнозування просторових мультифізичних процесів, що визначають зародження та розвиток руйнування матеріалу. Для зазначеної задачі експертного аналізу надійності зварних ТЕ з локальними втратами металу в рамках цього дослідження було поставлено за мету розробити комплексну методологію чисельного прогнозування залишкового НДС в області монтажного (ремонтного) зварювання, моделювання спільного розвитку напружень, деформацій, докритичного пошкодження і сформулювати відповідні критерії граничного стану та параметрів надійності.

В залежності від проектних умов експлуатації конкретного ТЕ необхідно враховувати різні фактори впливу на схильність конструкції до руйнування. Стосовно трубопроводів із виявленими тривимірними дефектами корозійно-ерозійної втрати металу основним механізмом докритичного пошкодження матеріалу прийнято вважати в'язкий механізм, який полягає в зародженні та розвитку пористості матеріалу певної об'ємної концентрації f за пластичного плину металу під дією зовнішнього статичного чи циклічного навантаження [1, 2]. Таким чином, чисельне простежування напружено-деформованого та пошкодженого станів дефектного ТЕ має враховувати особливості зовнішнього експлуатаційного

впливу на матеріал труби, зокрема, на кінетику необоротних деформацій, що зумовлюють зародження та розвиток пористості в'язкого руйнування.

При визначенні залишкового НДС в області монтажних нероз'ємних з'єднань необхідно враховувати як власне вплив технологічних параметрів зварювання, так і температурні залежності основних властивостей матеріалу труби. Для цього в рамках цієї роботи проводилося чисельне прогнозування кінетики температурних полів шляхом розв'язання нестационарного рівняння теплопровідності. Отриманий таким чином розвиток просторово розподілених температур, а також зміна структурного складу визначають формування і наступний перерозподіл напружень і деформацій у конструкції, що, у свою чергу, визначає особливості граничного стану в експлуатаційних умовах.

Моделювання кінетики НДС та докритичного пошкодження проводилося в рамках скінченно-елементної постановки крайової задачі нестационарної термопластичності та в'язкого руйнування. Так, приріст тензора деформацій в конкретному скінченному елементі (СЕ) при зварюванні та подальшій експлуатації з урахуванням наявності мікропор в'язкого руйнування визначався у відповідності з наступним виразом [3]:

$$d\epsilon_{ij} = d\epsilon_{ij}^e + d\epsilon_{ij}^p + d\epsilon_{ij}^c + \delta_{ij} (d\epsilon_T + df/3), \quad (1)$$

де $d\epsilon_{ij}^e$, $d\epsilon_{ij}^p$, $d\epsilon_{ij}^c$, $\delta_{ij} \cdot d\epsilon_T$, $\delta_{ij} \cdot df/3$ – компоненти приросту тензора деформацій, обумовлених пружним механізмом деформування, деформаціями миттєвої пластичності, повзучістю, кінетикою неоднорідного температурного поля та пористістю, відповідно, $(i, j) = \{r, \beta, z\}$ (рис. 1).

Прирости тензора деформацій було представлено у вигляді суперпозиції приросту відповідних складових [4, 5]:

$$\Delta\epsilon_{ij} = \left[\Psi + \Omega(\sigma_i^*, T) \Delta\tau \right] (\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma) + \delta_{ij} (K\sigma + \Delta\epsilon_T + \Delta f/3) - \left[\frac{1}{2G} + \Omega(\sigma_i^*, T) \Delta\tau \right] (\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma)^* - (K\sigma)^*, \quad (2)$$

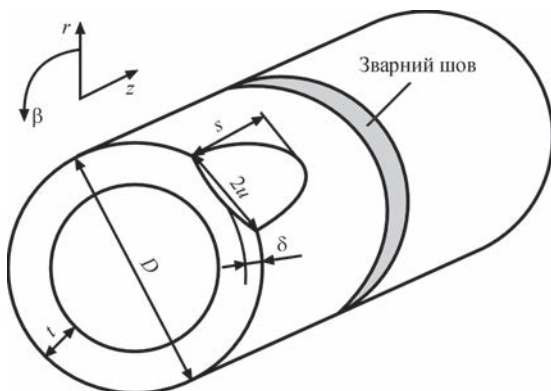


Рис. 1. Схема трубопроводного елемента з локальним дефектом втрати металу на зовнішній поверхні в циліндричній системі координат

де символ «*» відносить відповідну змінну до попереднього кроку простежування; G – модуль зсуву; $\Omega(\sigma_i, T) = A_c \exp\left(\frac{G_c}{T + 273}\right) \cdot \sigma_i^{n_c}$ – функція

повзучості; n_c , A_c , G_c – константи; Ψ – функція стану матеріалу, що визначає умову пластичного плину відповідно до моделі Гурсона-Твергаарда-Нідлмана [6]:

$$\Psi = \frac{1}{2G} + \Omega(\sigma_i^*, T) \Delta\tau,$$

$$\text{якщо } \sigma_i < \sigma_s = \sigma_T \sqrt{1 + (q_3 f')^2 - 2q_1 f' \cosh\left(q_2 \frac{3\sigma}{2\sigma_T}\right)}, \quad (3)$$

$$\Psi > \frac{1}{2G} + \Omega(\sigma_i^*, T) \Delta\tau, \text{ якщо } \sigma_i = \sigma_s,$$

стан $\sigma_i > \sigma_s$ недопустимий.

Визначення функції Ψ проводиться ітеруванням на кожному кроці чисельного простежування. Додаткова нелінійність за докритичним пошкодженням при зміні зовнішнього силового фактору F розв'язується за допомогою наступного ітераційного процесу по функції Ψ_k [7]:

$$F = \begin{cases} F + dF, & \text{якщо } f_0 K_1 \exp\left(K_2 \frac{\sigma}{\sigma_i}\right) d\epsilon_i^p = \\ \Psi_k \leq \Psi_k^0 \approx 10^{-5}; \\ F, & \text{якщо } \Psi_k > \Psi_k^0, \end{cases} \quad (4)$$

де F – система зовнішніх силових навантажень, що діють на конструкцію; dF – приріст силових навантажень у процесі чисельного простежування.

Деформаційне зміцнення металу впливає на форму поверхні плинності Мізеса, яку, залежно від інтенсивності накопичених пластичних деформацій, прийнято розглядати в наступному вигляді [8]:

$$\sigma_T = \sigma_T^0 \left[1 + c_1 \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}^p}{\dot{\epsilon}_0}\right) + c_2 \left\{ \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}^p}{\dot{\epsilon}_0}\right) \right\}^2 \right] \times \left[1 + \left(\frac{\epsilon^p}{\epsilon_0} \right)^m \right], \quad (5)$$

де $c_1 = 2,149 \cdot 10^{-3}$; $c_2 = 9,112 \cdot 10^{-2}$; $\epsilon_0 = 1,540 \cdot 10^{-4}$, $m = 0,14$ – константи; крапкою над змінною позначено диференціювання за часом.

В разі необхідності врахування зміни напрямку пластичного деформування (наприклад, при змінному статичному навантаженні, що викликає знакозмінний цикл пластичного деформування), використовувалася модель кінематичного зміцнення матеріалу [9]:

$$\sqrt{\frac{3}{2}} (\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma - \bar{X}) (\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma - \bar{X}) - \sigma'_T(f') \left[1 + \left(\epsilon^p / \epsilon_0 \right)^m \right] \leq 0, \quad (6)$$

де $\bar{X}$ – тензор зсуву; $\sigma'_t(f')$ – поточна істинна межа плинності пошкодженого матеріалу відповідно (5); M, ε_0 – константи матеріалу.

Для прогнозування зародження в'язкого руйнування при пластичному плинні матеріалу трубопроводів і посудин тиску з характерних сталей і сплавів в неізотермічних випадках використовувався модифікований критерій Джонсона-Кука, згідно з яким у деякому об'ємі металу з'являється початкова пористість із концентрацією f_0 при виконанні наступної умови [10]:

$$\chi_\varepsilon = \int \frac{d\varepsilon_i^p}{\varepsilon_c(T)} > 1, \quad (7)$$

де $d\varepsilon_i^p = \sqrt{2/3} \cdot \sqrt{d\varepsilon_{ij}^p \cdot d\varepsilon_{ij}^p}$ – інтенсивність приросту сумарних пластичних деформацій (миттєвої пластичності та повзучості); $\varepsilon_c(T)$ – критична величина пластичних деформацій.

Подальше зростання концентрації пор в'язкого руйнування в процесі пластичного деформування металу, зокрема, при експлуатаційному статичному або циклічному навантаженні, відповідає модифікованому закону Райса-Трейсі [11]. В якості критерію зародження макроскопічного руйнування запропоновано чисельний критерій крихко-в'язкого руйнування, а саме виконання однієї з трьох умов: пластичної нестійкості пористого матеріалу з урахуванням його обмеженої деформаційної здатності за умовою Маккензі, критичного розвитку пор в'язкого руйнування та мікротріщини S_K [12].

Визначення граничного стану ТЕ з дефектом локальної втрати металу на основі детермінованих критеріїв може не в повній мірі відображати схильність конструкції до руйнування, бо розглядає руйнування в найбільш критичній точці. Крім того, невизначеність експертного аналізу, що може бути зумовлена неповнотою вхідних даних або неточністю експериментальних вимірювань, потребує відповідного підвищення консервативності висновків про технічний стан ТЕ. Одним із альтернативних підходів, що дозволяють формально врахувати ці фактори, є використання інтегральних статистичних теорій міцності. Зокрема, типові підходи до аналізу НДС відповідальних конструкцій з точки зору їх схильності до руйнування базуються на статистичній теорії міцності Вейбула [13]. Вона передбачає, що ймовірність ініціювання пошкодження p є функцією напруженого стану і може бути виражена за допомогою трипараметричного розподілу Вейбула (σ -процедури). Для постульованої задачі прогнозування міцності та працездатності трубопроводу зі сталі або алюмінію з виявленими корозійно-ерозійними дефектами вона формулюється наступним чином:

$$p = 1 - \exp \left[- \int_S \left(\frac{\sigma_1 - A_\sigma}{B_\sigma} \right)^{\eta_\sigma} \frac{dS}{S_0} \right], (\sigma_1 > A_\sigma), \quad (8)$$

де σ_1 – поле головних напружень; S – площа перерізу труби; S_0 – константа масштабного фактору; $A_\sigma, B_\sigma, \eta_\sigma$ – параметри Вейбула.

Застосовність σ -процедури (8) обмежена природою докритичного пошкодження матеріалу, що розглядається, а саме: якщо конструкція не буде втрачати працездатності при пластичному плинні металу аж до досягнення граничного стану, ймовірність відмови відповідно буде майже незмінною через невеликі зміни напружень, тоді як схильність до руйнування збільшиться. Наприклад, відомо, що достатнє накопичення деформацій повзучості в трубах при високотемпературній експлуатації призводить до ініціювання та накопичення докритичної пористості, проте при цьому не спостерігається відповідного збільшення напружень. Більш того, при цьому спостерігається релаксація напружень певного типу (наприклад, залишкові напруження в зоні зварювання). Тому можна зробити висновок про те, що моделі типу (8) є придатними для конструкцій, граничний стан яких визначається крихкими або в'язко-крихкими механізмами макроруйнування (матеріали, окрихчені в результаті радіаційного опромінення або насичення воднем, тощо).

Оскільки граничний стан трубопроводу з виявленою втратою металу в основному залежить від в'язкого макроруйнування (особливо для пластичних металів або при експлуатації за високої температури), то альтернативою (8) є моделі Вейбула для оцінки ймовірності на основі аналізу деформованого стану конструкції (ε -процедури) в наступній формі [14]:

$$p = 1 - \exp \left[- \int_S \left(\frac{\varepsilon_i - A_\varepsilon}{B_\varepsilon} \right)^{\eta_\varepsilon} \frac{dS}{S_0} \right], (\varepsilon_i > A_\varepsilon), \quad (9)$$

де ε_i – інтенсивність деформації, отримана при скінченно-елементному аналізі; $A_\varepsilon, B_\varepsilon, \eta_\varepsilon$ – параметри Вейбула.

Зокрема, для труб з типових сталей ряд чисельних досліджень граничного стану в залежності від властивостей матеріалу та розміру напівеліптичного поверхневого дефекту (вхідні дані розрахунків наступні: $D \times t = 1420 \times 20$ мм, $E = 210$ ГПа, $\nu = 0,3$, $\sigma_T = 300 \dots 600$ МПа, $f_0 = 0,01$, $S_K = 1000$ МПа, $\varepsilon_c = 0,01$). Розв'язання оберненої задачі показало, що залежності консервативних значень параметрів Вейбула B_σ та B_ε від межі плинності σ_T трубної сталі квазілінійні (рис. 2) і незначно залежать від розміру дефекту (діапазон розглянутих розмірів дефектів відповідно до рис. 1 – $\delta = 3 \dots 17$ мм, $2s = 20 \dots 200$ мм, $2u = 20 \dots 200$ мм).

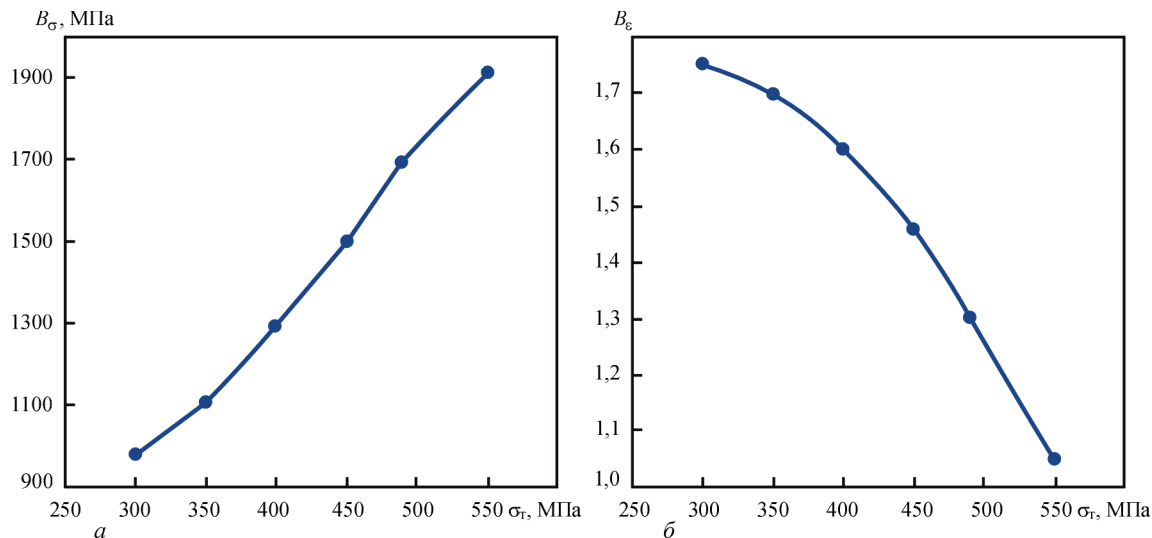


Рис. 2. Залежності консервативного значення параметра Вейбула B_σ (а) та B_ϵ (б) від межі плинності σ_T матеріалу дефектного ТЕ (сталі)

Подібні результати отримані для алюмінієвих сплавів різної міцності (рис. 3).

Для визначення впливу масштабного фактора, який враховано в методології ймовірнісного інтегрального аналізу напружень і деформацій (8)-(9) за допомогою параметра S_0 , було проведено статистичні випробування на одновісний розтяг зразків 165×20 мм різної товщини (6 та 10 мм) з алюмінієвого сплаву АМг6. Більш тонкі зразки було отримано з тієї ж плити товщиною 10 мм шляхом зішліфовування, нероз’ємне стикове з’єднання було виконано дуговим зварюванням. Як показано на рис. 4, зразки товщиною 10 мм мають стабільно нижчий рівень граничних напружень, схильність до руйнування описується трипараметричною функцією Вейбула ($A_\sigma = 240$ МПа; $B_\sigma = 250$ МПа; $\eta_\sigma = 4$), при цьому S_0 відповідає значенню 0,25 мм² для обох випадків. Це підтверджує попередні висновки про те, що параметри Вейбула в (8)-(9) є функціями матеріалу, а інтегрування по поперечному перерізі адекватно враховує масштабний фактор.

Для випадку високотемпературної експлуатації трубопроводів із виявленою дефектністю втрати металу (наприклад, ерозії) для оцінки ймовірності руйнування можливе використання виключно ϵ -процедури з урахуванням кінетики накопичення деформацій повзучості. Оскільки властивості матеріалу та його схильність до деформування за механізмом повзучості залежать від температури, слід очікувати залежність коефіцієнтів Вейбула від температури. Так, стосовно типових сталей 15Х2НМФА та 10ГН2МФА, які широко застосовуються для виготовлення корпусів і технологічних трубопроводів АЕС і ТЕС, на прикладі елемента технологічного трубопроводу з напівеліптичним дефектом стоншення стінки було досліджено закономірності формування граничного стану за умов сумісної дії внутрішнього тиску та високої температури на при-

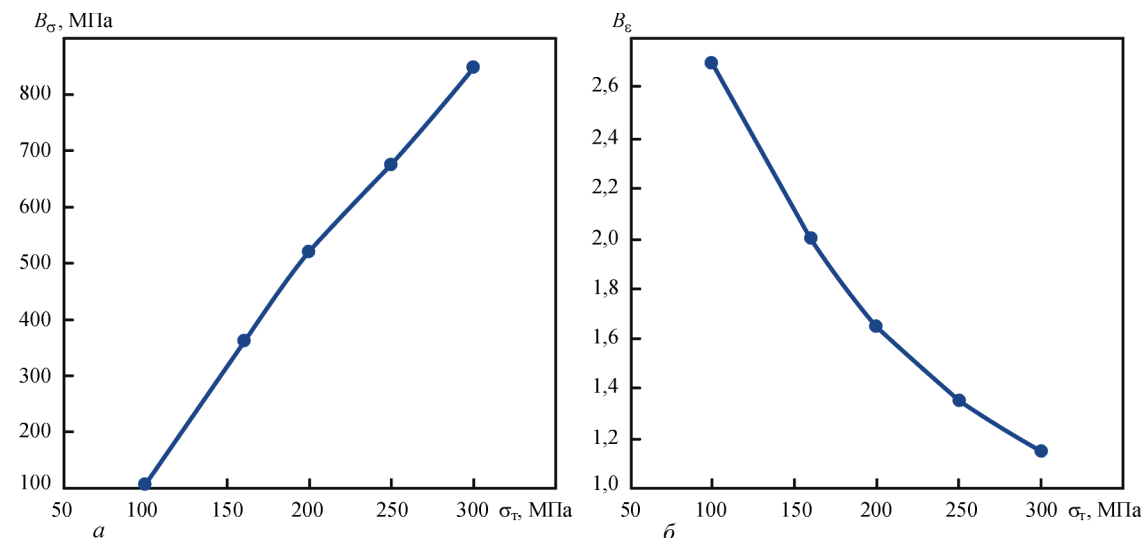


Рис. 3. Залежності консервативного значення параметра Вейбула B_σ (а) та B_ϵ (б) від межі плинності σ_T матеріалу дефектного ТЕ (алюмінієві сплави)

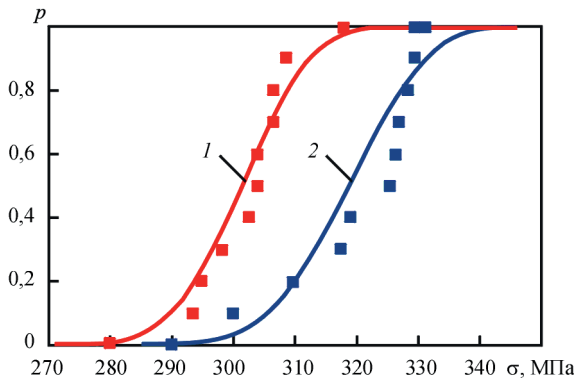


Рис. 4. Визначення впливу масштабного фактора (товщини зразків) на ймовірність руйнування зварних зразків з алюмінієвого сплаву АМг6 відповідно до теоретичного розрахунку (суцільна лінія) та за статистичними лабораторними випробуваннями (■): 1 – зразки товщиною 10 мм, 2 – 6

кладі ТЕ $D \times t = 300 \times 15$ мм. Коефіцієнти функцій повзучості наступні: 15Х2НМФА – $n_c = 5,0$; $G_c = -101069$ °C; $A_c = \exp(69,40)$; 10ГН2МФА – $n_c = 4,2$; $G_c = -61955$ °C; $A_c = \exp(34,78)$ [15].

Отриманий скінченно-елементним розрахунком розподіл деформацій в стінці трубопроводу з напівеліптичним дефектом локального стоншення дозволив розв'язати обернену задачу граничного стану. Це дозволило визначити функціональні залежності параметру B_e від типу матеріалу та температури експлуатації. Як показано на рис. 5, для сталей 15Х2НМФА та 10ГН2МФА залежності B_e від температури квазілінійні для обраного температурного діапазону і відповідають діапазону значень від 5,9 до 7,0. При цьому зміна розміру дефекту незначно впливає на значення параметрів Вейбула.

Відомо, що статистичні теорії розрахунку базуються на припущенні про наявність невизначеності певних вхідних даних чи фізичних процесів. Статистична теорія міцності Вейбула розглядає макроскопічні характеристики стану матеріалу (напруження, деформації) як характеристики його схильності до мікроруйнування шляхом відповідного статистичного опису. Іншим типовим факто-

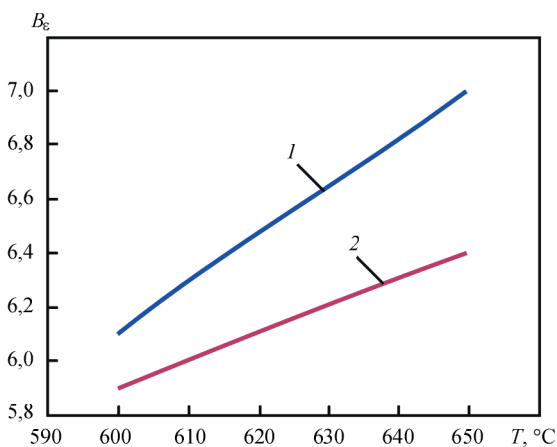


Рис. 5. Залежності параметра Вейбула B_e сталей 10ГН2МФА (1) та 15Х2НМФА (2) від температури

ром невизначеності при аналізі технічного стану конструкцій довготривалої експлуатації є природний просторовий розкид властивостей матеріалу. Для формального опису цього явища був використаний алгоритм, заснований на методі Монте-Карло [16], в рамках якого приймається, що ймовірність руйнування трубопроводу p при деякому внутрішньому тиску P визначається частотою досягнення граничного стану в рамках репрезентативної вибірки рівноможливих комбінацій властивостей матеріалу труби, тобто:

$$p(P) = N_p / N_r, \quad (10)$$

де N_p – кількість випробувань, при якій конструкція досягла граничного стану при тисках, менших або рівних P ; N_r – загальна кількість випробувань в межах репрезентативної вибірки.

Для формального описання просторової неоднорідності таких властивостей матеріалу, як межа плинності та модуль Юнга, прийнято використовувати нормальний розподіл, тобто щільність ймовірності характеристики X (прийняти конкретне значення $X_{ijk}(i, j, k = r, \beta, z)$) може бути представлена у вигляді:

$$\frac{\partial p}{\partial X_{ijk}} = \frac{1}{\beta_x \sqrt{2\pi}} \cdot \exp \left[-\frac{(X_{ijk} - \alpha_x)^2}{2\beta_x^2} \right], \quad (i, j, k = r, \beta, z), \quad (11)$$

де α_x, β_x – коефіцієнти нормального розподілу для характеристики X .

Стосовно різних параметрів опору матеріалу руйнуванню, часто застосовується закон розподілу Вейбула. Тому в задачі, що розглядається, деяка величина Y в точці з координатами (i, j, k) приймає конкретне значення Y_{ijk} відповідно до наступного співвідношення:

$$Y_{ijk} = \left[-\ln(1 - RND) \right]^{\frac{1}{\eta_y}} (B_y - A_y) + A_y, \quad (i, j, k = r, \beta, z), \quad (12)$$

де A_y, B_y, η_y – коефіцієнти Вейбула для характеристики Y ; RND – довільне число з діапазону $[0;1]$.

Валідаційна процедура розроблених моделей визначення граничного стану ТЕ з дефектом стоншення стінки полягає у порівнянні граничного тиску P_{max} , отриманого в рамках чисельного дослідження, з наявними експериментальними даними [17] про тиск руйнування P_{exp} , що широко використовуються, зокрема, при розробці нормативних документів. Для сталевих труб різного класу міцності розрахунки дозволили уточнити вхідні параметри моделей та підтвердити застосовність розроблених підходів для ТЕ різних типорозмірів і підтвердити задовільну точність розроблених методик (табл. 1).

Стосовно алюмінієвих ТЕ з локальними геоме-тричними аномаліями корозійно-ерозійного типу валідація проводилася також шляхом порівняння результатів чисельного прогнозування граничного тиску в циліндричних зразках зі сплаву АА 6082 з базою даних лабораторних випробувань (табл. 2) [18]. Як показують результати порівняння розрахункових і експериментальних даних, похибка чисельного прогнозування граничного тиску не перевищує 10 %, що для більшості практичних за-дач є достатнім.

На основі розроблених підходів було дослідже-но вплив монтажного зварювання на граничний стан ТЕ з локальною втратою металу на типових випадках дефектних ділянок магістральних та технологічних трубопроводів. Так, було розгляну-то сталевий елемент магістрального трубопроводу ($D = 1420$ мм, $t = 20$ мм) з ізольованим дефектом локального стоншення стінки напівеліптичної форми на зовнішній поверхні труби ($2s \times 2u \times \delta =$

$= 20 \times 20 \times 5$ мм). Наявність кільцевого зварно-го шва викликає формування залишкового НДС в області монтажного зварювання та зміну схильно-сті до в'язкого руйнування в результаті наявності градієнта жорсткості напружень $r_{st} = \sigma / \sigma_i$ (рис. 6). Слід зазначити, що жорсткість напруженого ста-ну конструкції є одним з факторів, що визнача-ють опірність руйнуванню в умовах розвиненого пластичного плину металу під дією зовнішнього навантаження. При цьому найбільший вплив ло-кальної неоднорідності r_{st} в області зварного шва спостерігається на перших етапах пластичного плину металу ТЕ під дією внутрішнього тиску, бо суттєвий розвиток пластичного деформування зу-мовлює певну гомогенізацію напруженого стану.

Таким чином, за наявності в області кільцевого монтажного зварного шва локальної геометрич-ної аномалії у вигляді поверхневої втрати мета-лу, можна виділити два осередки інтенсивного зростання докритичного пошкодження металу

Таблиця 1. Порівняння результатів чисельних розрахунків граничного тиску P_{max} в дефектних трубопровідних еле-ментах з результатами експериментальних випробувань P_{exp} з міжнародних баз даних (сталеві труби різного класу міцності) [17]

t , мм	D , мм	δ , мм	$2s$, мм	$2u$, мм	σ_r , МПа	Клас міцності	P_{exp} , МПа	P_{max} , МПа	Похибка, %
4,83	275	2,11	157,5	43,1	350,6	X42	12,62	13,80	9,35
5,00	274	2,16	124,5	43,1	350,6	X42	13,35	14,15	5,99
4,93	274	1,60	45,7	43,0	350,6	X42	14,99	16,40	9,41
4,88	273	2,18	101,6	42,9	350,6	X42	15,18	14,15	6,79
8,64	324	0,00	0,0	0,0	356,4	X46	24,44	25,15	2,91
8,64	324	0,00	0,0	0,0	356,4	X46	24,52	25,15	2,57
8,53	324	0,00	0,0	0,0	356,4	X46	25,01	25,15	0,56
8,51	324	0,00	0,0	0,0	356,4	X46	25,06	25,15	0,36
9,37	864	4,62	91,4	135,7	356,4	X46	9,17	8,35	8,94
9,47	864	3,00	185,4	135,7	356,4	X46	10,56	11,20	6,06
8,43	324	0,00	0,00	0,00	356,4	X46	23,27	25,15	8,08
8,74	324	0,00	0,00	0,00	356,4	X46	23,92	25,25	5,56
8,61	324	3,30	144,8	50,8	356,4	X46	23,93	22,60	5,56
8,64	323	2,16	63,5	50,8	356,4	X46	24,37	26,50	8,74
8,64	323	2,69	61,0	50,8	356,4	X46	25,23	25,20	0,12
5,26	273	1,73	139,7	42,9	402,5	X52	18,06	17,75	1,72
5,74	507	3,02	132,1	79,6	462,3	X55	10,73	10,25	4,47
17,50	762	8,75	200,0	50,0	464,5	X65	9,17	8,35	8,94
17,50	762	8,75	200,0	100,0	464,5	X65	10,56	11,20	6,06
17,50	762	4,38	200,0	50,0	464,5	X65	10,73	10,25	4,47

Таблиця 2. Порівняння результатів чисельних розрахунків граничного тиску в дефектних алюмінієвих трубопровід-них елементах з даними лабораторних випробувань [18]

t , мм	D , мм	δ , мм	$2s$, мм	$2u$, мм	P_{exp} , МПа	P_{max} , МПа	Похибка, %
3,1750	145,542	1,6002	38,1508	9,525	10,5494	10,5	0,47
3,2512	145,694	1,6764	38,0492	38,0492	13,1695	11,9	9,64
2,8448	145,898	0,508	40,2336	10,1092	14,8243	14,5	2,19
2,8448	142,850	2,0066	38,2016	10,0076	7,23975	7,30	0,83
3,1496	137,871	2,413	12,1412	3,9878	14,4795	13,2	8,84
3,1242	137,820	2,540	6,1214	9,652	15,6861	16,6	5,83
3,1242	137,820	2,2606	59,6392	10,2616	6,55025	6,50	0,77
3,1496	137,871	2,3876	12,319	363,499	8,9635	9,40	4,87
6,2992	145,694	5,3594	53,4924	9,8298	11,7215	11,6	1,04
6,2484	145,593	4,699	13,7668	9,779	22,7535	24,1	5,92

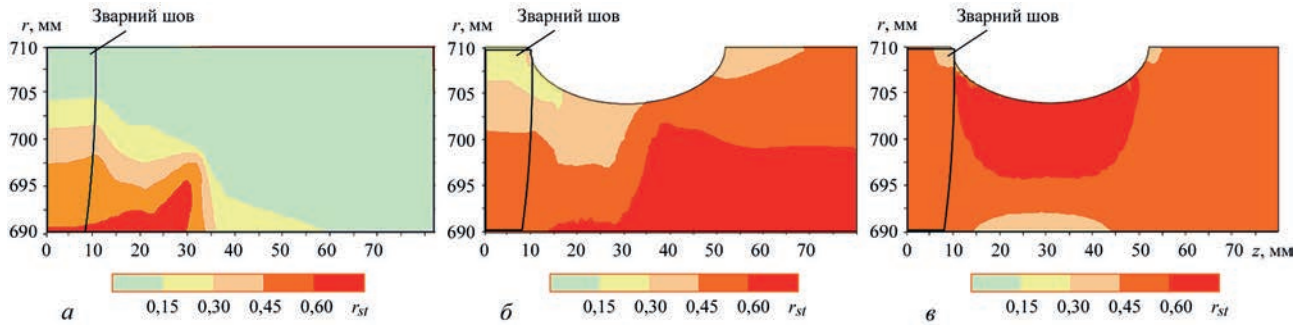


Рис. 6. Розподіл жорсткості напружень r_{st} у поперечному перерізі трубопроводу ($D \times t = 1420 \times 20$ мм, X65) із зовнішнім корозійним дефектом ($2s \times 2u \times \delta = 40 \times 20 \times 5$ мм) в області кільцевого шва при внутрішньому тиску P : а – після зварювання; б – 7,5 МПа; в – при граничному тиску 22,8 МПа

при збільшенні внутрішнього тиску: зварний шов та зона термічного впливу з підвищеною жорсткістю напруженого стану та власне геометричний концентратор напружень (рис. 7). При близькому розташуванні (меншому за довжину дефекту) шва та втрати металу між ними формується загальне поле докритичного пошкодження, що має негативний вплив на несучу здатність трубопроводу, бо є місцем потенційного зародження макродефекту.

В разі високотемпературної експлуатації ТЕ наявність локального концентратора напружень у вигляді поверхневої геометричної аномалії має принципово інший вплив на стан ТЕ. Так, на прикладі елементу технологічного трубопроводу зі сталі 10ГН2МФА ($D \times t = 300 \times 15$ мм) із напівеліптичним локальним стоншенням стінки ($2s \times 2u \times \delta = 40 \times 40 \times 7$ мм) на зовнішній поверхні труби було показано, що наявність дефекту викликає аналогічні закономірності накопичення докритичного пошкодження за високотемпературної експлуатації ($T = 625^\circ\text{C}$, $P = 13$ МПа), проте основним механізмом деформування тут є високотемпературна повзучість (рис. 8). Так, на початку експлуатації просторовий розподіл концентрації пор в'язкого руйнування характеризується дво-

ма локальними максимумами, а саме біля дефекту і в області зварного шва. Подальший розвиток деформацій повзучості викликає збільшення та об'єднання цих двох областей докритичного пошкодження, що визначає граничний стан зварного трубопроводу. Слід зазначити, що характерною особливістю руйнування ТЕ в процесі повзучості матеріалу є релаксація післязварювальних напружень в результаті накопичення необоротних деформацій повзучості, що поступово знижує швидкість росту пор в'язкого руйнування в області шва.

Оцінка припустимості дефекту локального стоншення стінки трубопроводу для випадку низькотемпературної експлуатації суттєво відрізняється від такої, що стосується умов силового впливу при високих температурах: корозійно-ерозійний дефект, який при аналізі статичної міцності відноситься до припустимих і незначно знижує несучу здатність ТЕ за певного діапазону значень внутрішнього тиску, в процесі експлуатації призводить до накопичення пошкодження та подальшого макроскопічного руйнування конструкції, що необхідно враховувати при обґрунтуванні залишкового ресурсу експлуатації відповідальних ТЕ. Вплив розмірів дефекту локального стоншення

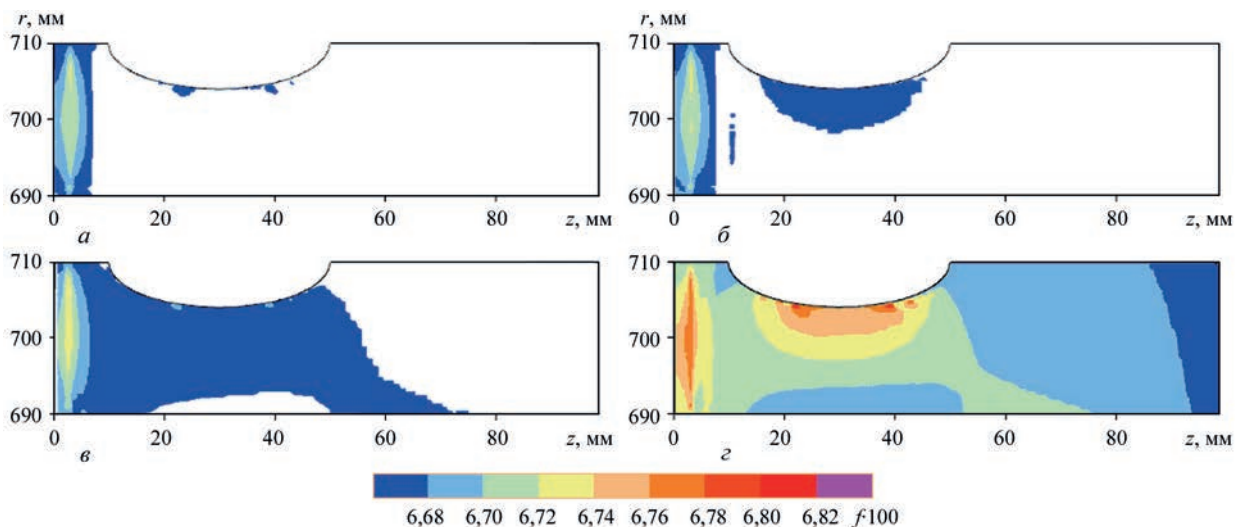


Рис. 7. Розподіл поля об'ємної концентрації пор в'язкого руйнування f в перерізі стінки трубопровідного елемента ($D \times t = 1420 \times 20$ мм, X65) з локальною втратою металу на периферії кільцевого зварного шва при різних значеннях внутрішнього тиску P : а – 16,5 МПа; б – 17,0; в – 17,5; г – 20

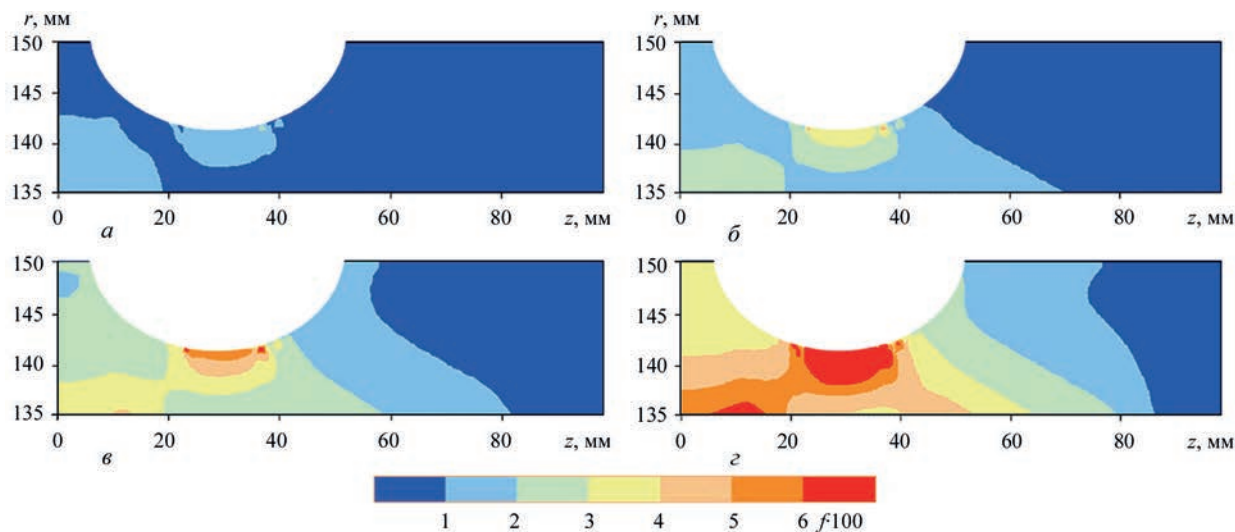


Рис. 8. Розподіл поля об'ємної концентрації пор в'язкого руйнування f в перерізі стінки трубопровідного елемента ($D \times t = 300 \times 15$ мм, 10ГН2МФА) з локальною втратою металу на периферії кільцевого зварного шва за різного часу τ високотемпературної експлуатації ($T = 650$ °С, $P = 13$ МПа): а – 400 с; б – 800 с; в – 1200 с; з – 1500 с

стілки трубопроводу на час до макроскопічного руйнування трубопровідного елемента τ_k , що було досліджено на прикладі ТЕ з дефектами різної глибини δ ($T = 650$ °С, $P = 13$ МПа) за допомогою чисельного моделювання, має виражено нелінійний характер (рис. 9). Це пов'язано з багатофакторністю процесів пружно-пластичного деформування та руйнування трубопроводу з певним залишковим післязварювальним НДС.

Результати скінченно-елементного розрахунку НДС трубопроводу з виявленою корозійно-ерозійною дефектністю дають можливість чисельного прогнозування ймовірності руйнування ТЕ в рамках теорії Вейбула (8)-(9). При цьому враховуються

не тільки просторовий розподіл полів напружень (деформацій), взаємодія полів напружень першого та другого роду, але й фактичні характеристики опірності матеріалу в'язкому руйнуванню. Так, використання тривимірних моделей напружено-деформованого та пошкодженого станів ТЕ з тривимірним дефектом локального стоншення стінки дозволяють з мінімальною консервативністю враховувати особливості фактичної геометрії конструкції, зокрема, поверхню розташування дефекту (рис. 10, а). Крім того, таким чином можливий кількісний аналіз впливу монтажного зварювання на різних етапах навантаження внутрішнім тиском аж до граничного стану (рис. 10, б).

Для чисельного аналізу впливу стохастичності розподілу властивостей матеріалу досліджуваного дефектного ТЕ на поточний НДС та граничний стан було прийнято, що просторовий розкид має межа плинності матеріалу (за нормальним законом, $\alpha = 408$ МПа, $\beta = 10,34$ МПа), критична деформація зародження пор в'язкого руйнування (за розподілом Вейбула, $A_\epsilon = 0,001$, $B_\epsilon = 0,0061$, $\eta_\epsilon = 4$), початкова концентрація пор в'язкого руйнування (за розподілом Вейбула, $A = 0,0001$, $B = 0,000397$, $\eta_r = 2$), напруження мікрорвдколу (за розподілом Вейбула, $A = 800$ МПа; $B = 972$ МПа; $\eta_s = 4$). Наявність дефекту в області кільцевого монтажного зварного шва в умовах експлуатаційного навантаження внутрішнім тиском незначно впливає на характер зміни поточного та граничного НДС через розкид властивостей матеріалу ТЕ (рис. 11).

Тому можна зробити висновок, що незважаючи на неоднорідність властивостей матеріалу природа взаємодії залишкових напружень в області зварювання та експлуатаційних напружень (із врахуванням геометричного концентратора напружень) залишається такою ж, як і при традиційному моде-

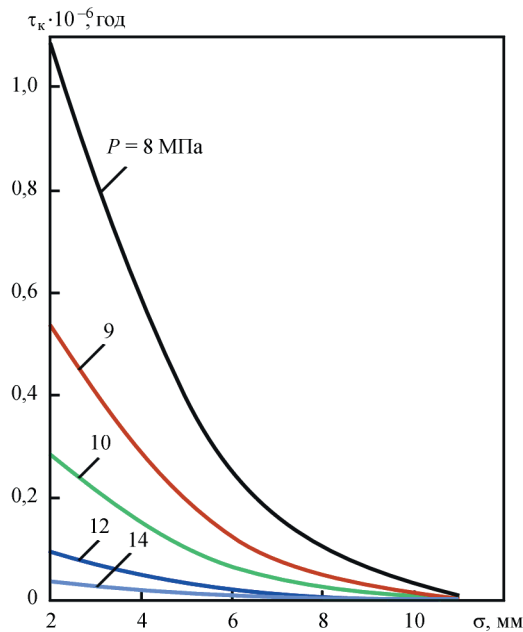


Рис. 9. Залежності величини часу до макроскопічного руйнування трубопровідного елемента τ_k ($D \times t = 300$ мм $\times$ 15 мм, 10ГН2МФА) від глибини дефекту стоншення δ в області зварного монтажного шва при різних значеннях внутрішнього тиску P (довжина дефекту $2s = 30$ мм)

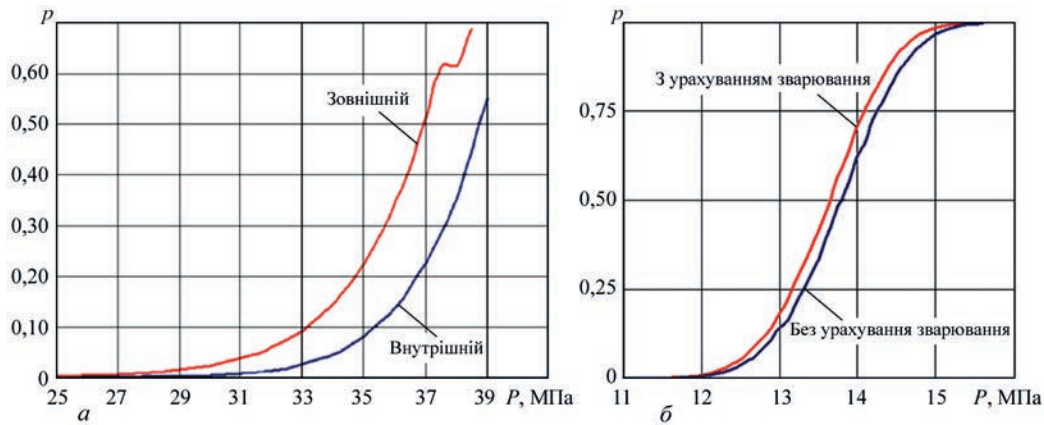


Рис. 10. Вплив поверхні розташування дефекту стоншення ($2s \times 2u \times \delta = 100 \times 80 \times 9$ мм, $D \times t = 530 \times 18$ мм, Х65) – (а) та наявності кільцевого зварного шва ($2s \times 2u \times \delta = 50 \times 50 \times 5$ мм, $D \times t = 350 \times 10$ мм, АМг6) – (б) на ймовірність руйнування ТЕ p при різних значеннях внутрішнього тиску P

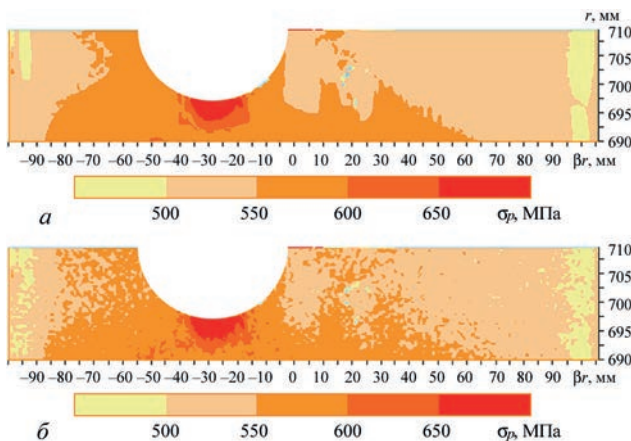


Рис. 11. Розподіл залишкових еквівалентних напружень в трубопроводі ($D \times t = 1420 \times 20$ мм, сталь Х65) із зовнішнім корозійним дефектом ($2s \times 2c \times \delta = 55 \times 40 \times 10$ мм) при граничному внутрішньому тиску: а – традиційний розрахунок з постійними властивостями матеріалу; б – розрахунок згідно з алгоритмом Монте-Карло

люванні в рамках моделей однорідного суцільного середовища. Найбільш суттєво неоднорідність впливає на початок зародження макроруйнування та настання граничного стану конструкції: поява послаблених ділянок в нетипових зонах зумовлює більш низький тиск руйнування, або навпаки,

зміцнення найбільш слабких ділянок підвищує несучу здатність конструкції.

Використання прямих методів Монте-Карло поряд із відповідним скінченно-елементним розв'язанням мультифізичних задач визначення граничного стану дозволяє оцінити вплив типових параметрів фактичного стану дефектних ділянок трубопроводів із урахуванням невизначеності просторового розподілу властивостей матеріалу конструкції на їх надійність. Зокрема, відомо, що найбільший вплив на несучу здатність ТЕ з дефектом локального корозійно-ерозійного стоншення має глибина дефекту. Для розглянутого вище випадку ТЕ з виявленим дефектом стоншення, ймовірність руйнування в залежності від внутрішнього тиску при різних значеннях глибини дефекту показана на рис. 12, а. Збільшення глибини дефекту викликає зміщення кривої $p(P)$ при збереженні подібності. Це пояснюється тим, що цей діапазон варіювання радіального розміру дефекту не викликає зміни механізму руйнування.

Наявність дефекту в області зварного монтажного шва має додатковий негативний вплив на несучу здатність дефектної ділянки трубопроводу, що зумовлено інтенсифікацією зростання пор

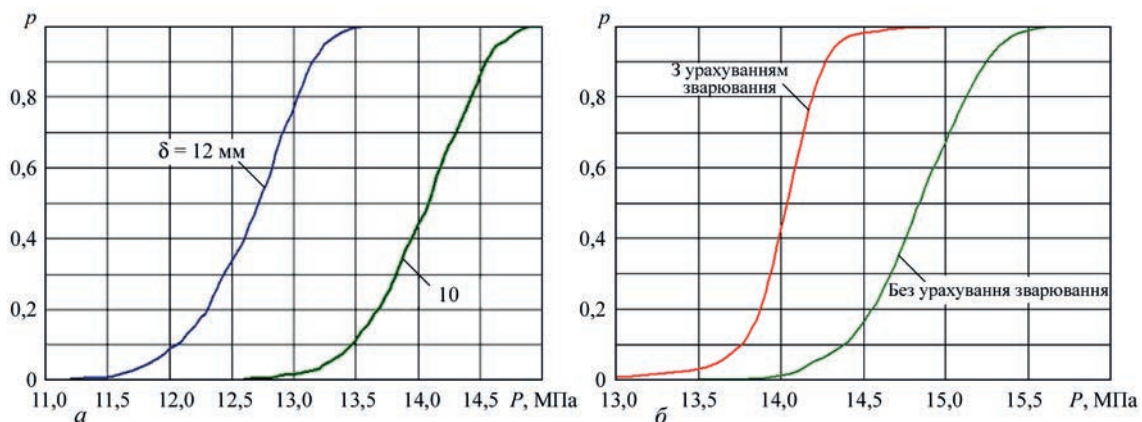


Рис. 12. Залежності ймовірності руйнування трубопроводу p ($D \times t = 1420 \times 20$ мм, Х65) із зовнішнім корозійним дефектом ($2s \times 2c \times \delta = 20 \times 20 \times 10$ мм) від внутрішнього тиску P , враховуючи стохастичну неоднорідність властивостей: а – для різних значень глибини дефекту δ ; б – з урахуванням наявності зварного шва на периферії дефекту

в'язкого руйнування в областях підвищеної жорсткості напруженого стану. Кількісно це описується відповідними ймовірнісними кривими, приклад яких наведено на рис. 12, б. З цих даних видно, що наявність зварного шва змінює схильність дефектного ТЕ до руйнування під дією внутрішнього тиску: окрім очікуваного зміщення кривої $p(P)$ відносно випадку незварної труби, за наявності зварного шва зменшується нахил ймовірнісної кривої руйнування.

Висновки

1. Розроблено комплекс математичних моделей для прогнозування спільних процесів термодформування та докритичного руйнування металу зварних елементів магістральних і технологічних трубопроводів і посудин тиску з виявленими дефектами локальної корозійно-ерозійної втрати металу в умовах зварювання та подальшої експлуатації. Показана задовільна точність чисельного визначення граничного тиску в ТЕ з поверхневими дефектами.

2. На основі результатів чисельних досліджень граничного стану типових трубопровідних елементів з поверхневими втратами металу біля ділянок монтажного або ремонтного зварювання показано, що взаємодія цих двох аномалій конструкції полягає у формуванні загальної області докритичного руйнування за в'язким механізмом, яка є зоною потенційного формування макроскопічного дефекту та порушення цілісності труби. Для випадку високотемпературної експлуатації трубопроводів цей ефект є більш суттєвим через додаткове деформування металу за механізмом повзучості.

3. Розроблено методики чисельного визначення ймовірності руйнування зварних трубопровідних елементів із виявленими поверхневими дефектами локальної корозійно-ерозійної втрати металу на основі статистичної теорії міцності Вейбула та прямого методу Монте-Карло. Стосовно трубних сталей з різним класом міцності, а також алюмінієвих сплавів отримано значення коефіцієнтів Вейбула як функції властивостей матеріалу.

4. За результатами чисельних досліджень впливу просторової неоднорідності властивостей ТЕ на ймовірність руйнування показано, що незважаючи на неоднорідність властивостей матеріалу природа взаємодії залишкових напружень в області зварювання та експлуатаційних (із урахуванням геометричного концентратора напружень) залишається такою ж, як і при традиційному моделюванні в рамках моделей однорідного суцільного середовища.

Список літератури/References

1. Lemaitre, J., Desmorat, R. (2005) *Engineering Damage Mechanics. Ductile, Creep, Fatigue and Brittle Failures*. Berlin, Springer-Verlag. <https://doi.org/10.1007/b138882>.

2. de Geus, T.W.J., Peerlings, R.H.J., Geers, M.G.D. (2015) Microstructural modeling of ductile fracture initiation in multi-phase materials. *Engineering Fracture Mechanics*, 147, 318–330. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2015.04.010>.
3. Makhnenko, V. (2013) Problems of examination of modern critical welded structures. *The Paton Welding J.*, 5, 21–28.
4. Wei, Y., Zhang, L., Au, F.T.K. et al. (2016) Thermal creep and relaxation of prestressing steel. *Construction and Building Materials*, 128, 118–127. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.10.068>.
5. Velikoivanenko, E., Milenin, A., Popov, A. et al. (2019) Methods of numerical forecasting of the working performance of welded structures on computers of hybrid architecture. *Cybernetics and Systems Analysis*, 55, 1, 117–127. <https://doi.org/10.1007/s10559-019-00117-8>.
6. Xue, L. (2007) Damage accumulation and fracture initiation in uncracked ductile solids subject to triaxial loading. *Int. J. of Solids and Structures*, 44, 5163–5181. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2006.12.026>.
7. Миленин А.С., Великоиваненко Е.А., Розынка Г.Ф., Пивторак Н.И. (2016) Моделирование процессов зарождения и развития докритической поврежденности металла сварных трубопроводных элементов при малоцикловом нагружении. *Техническая диагностика и неразрушающий контроль*, 4, 14–20. <https://doi.org/10.15407/tdnk2016.04.03>.
8. Jones, N. (2012) *Structural Impact*. Second edition. Cambridge University Press. <https://doi.org/10.1017/CBO9780511624285>.
9. Lemaitre, J., Chaboche, J.-L. (1990) *Mechanics of Solid Materials*. Cambridge University Press. <https://doi.org/10.1017/CBO9781139167970>.
10. Миленин А.С., Великоиваненко Е.А., Розынка Г.Ф., Пивторак Н.И. (2013) Моделирование процессов зарождения и развития пор вязкого разрушения в сварных конструкциях. *Автоматическая сварка*, 5, 22–29.
11. Milenin, A.S., Velikoivanenko, E.A., Rozynka, G.F., Pivtorak, N.I. (2013) Simulation of processes of initiation and propagation of ductile fracture pores in welded structures. *The Paton Welding J.*, 9, 26–31.
12. Chen, Z., Butcher, C. (2013) *Micromechanics Modeling of Ductile Fracture*. Springer Netherlands. <https://doi.org/10.1007/978-94-007-6098-1>.
13. Lindquist, E.S. (1994) Strength of materials and the Weibull distribution. *Probabilistic Engineering Mechanics*, 9, 3, 191–194. [https://doi.org/10.1016/0266-8920\(94\)90004-3](https://doi.org/10.1016/0266-8920(94)90004-3).
14. Milenin, A., Velikoivanenko, E., Rozynka, G., Pivtorak, N. (2019) Probabilistic procedure for numerical assessment of corroded pipeline strength and operability. *International J. of Pressure Vessels and Piping*, 171, 60–68. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2019.02.003>.
15. Махненко В.И. (2006) *Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций*. Киев, Наукова думка.
16. Makhnenko, V.I. (2016) *Safe operating life of welded joints and assemblies of modern structures*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
17. Lawless, J.F. (2002) *Statistical Models and Methods for Lifetime Data*. John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey. <https://doi.org/10.1002/9781118033005>.
18. Cronin, D. (2000) *Assessment of Corrosion Defects in Pipelines*. PhD thesis. University of Waterloo.
19. Kitching, R., Zarrabi, K. (1982) Limit and burst pressures for cylindrical shells with part-through slots. *International J. of Pressure Vessels and Piping*, 10, 4, 235–270. [https://doi.org/10.1016/0308-0161\(82\)90035-7](https://doi.org/10.1016/0308-0161(82)90035-7).

NUMERICAL METHODOLOGY OF PREDICTION OF THE RELIABILITY AND RESIDUAL LIFE OF WELDED PIPELINE ELEMENTS WITH CORROSION-EROSION DEFECTS

O.S. Milenin, O.A. Velikoivanenko, G.P. Rozyinka, N.I. Pivtorak

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 set of procedures, mathematical models and tools for their finite-element realization were developed, to solve typical practical tasks of expert analysis of the technological condition and residual safe operating life of welded elements of the main and technological pipelines with defects of corrosion-erosion metal loss detected during diagnostics. In order to lower the conservativeness of analysis, the inter-related processes of thermal deformation at erection and repair welding, as well as initiation and propagation of subcritical damage of the defective structure material by the ductile mode in operation under complicated temperature-force conditions of external impact, were taken into account. Procedures of statistical analysis of fracture susceptibility of welded pipelines were developed on the base of Weibull and Monte-Carlo methods, and adequacy of the developed computational methods was confirmed. Peculiarities of the effect of welding on the reliability and serviceability of the main and technological pipelines with detected defects of corrosion-erosion metal loss were determined, in order to develop minimally conservative recommendations as to the possibility of safe operation of the pipelines. 18 Ref., 2 Tabl., 12 Fig.

Keywords: pipeline, defect of corrosion-erosion metal loss, welded joint, limit state, reliability, fracture probability, ductile fracture

Надійшла до редакції
19.08.2020



wire
Düsseldorf

Düsseldorf, Germany

join the best: 07 - 11 December 2020

Industry and Associations stand by Trade Fair Dates: Wire and Tube will be held from 7 to 11 December 2020

Messe Düsseldorf creates all the requirements for holding successful and hygiene-conforming trade fairs in COVID-19 times – enjoying strong support from the industries and their professional associations.

The European umbrella organisations as well as major companies of the leading international trade fairs wire and Tube clearly speak out in favour of the trade fair dates from 7 to 11 December 2020 at Düsseldorf Fairgrounds.

In a meeting of the European associations acting as conceptual sponsors of the events in Düsseldorf the decision has now been taken that a commitment to the leading trade fairs from their respective sectors of industry is indispensable despite these challenging times. Personal encounters, one-on-one conversations and the expert exchange at the trade fair stand have never been more important than in the current situation.

«all parties are making an effort to return to a normal course of affairs in spite of the existing COVID-19 measures and risks», says Dr. Uwe-Peter Weigmann, CEO of WAFIOS AG and President of VDKM.

Weigmann adds: «We are confident that personal conversations and live demonstrations of machinery offered by a trade fair cannot be replaced by video conferences. This is why WAFIOS will exhibit its latest innovations at the trade fair – albeit on a smaller scale than usual. We are aware that the trade fairs in December will not be comparable to a «normal» Wire & Tube. But we expect customers to come and want to be at their service. Since Messe Düsseldorf has shown at the CARAVAN SALON that it can and does implement the necessary hygiene measures to keep risks to a minimum for both exhibitors and visitors, WAFIOS also wants to send a signal with its participation: business must carry on and even in COVID-19 times personal conversations can be had to a limited extent and in a protected setting complying with hygiene rules».

«Against the backdrop of industries ramping up again we – like many other companies from the sector – continue focusing

on sustainable partnerships with our customers», says Ralf Kappertz, CEO of Maschinenfabrik NIEHOFF GMBH & Co KG and President of IWCEA.

Kappertz emphasises: «Therefore, we want to prove this partnership also in difficult times like these and will walk our talk by making a convincing appearance at the trade fair in Düsseldorf in December – even if different from previous trade fair years».

«Our industry is synonymous with innovation, sustainability and a long-term orientation. Even though many companies find it difficult to organise and execute a trade fair participation these days, there are still numerous enterprises that speak out in favour of the trade fair dates in December. We will now be doing our utmost to also make this Wire and Tube – despite being held under special circumstances – what they have always been: the communication and business platforms of the wire, cable and tube industries», adds Kappertz.

«The industries need their most relevant sectoral platforms in order to present innovations and meet their business partners again,» confirms Ferruccio Bellina, CEO of TKT Group Spa and President of the Italian industry association ACIMAF with conviction and goes on to say: «A major share of the EU COVID-19 recovery funds adopted will be invested in the extension and renovation of infrastructure and therefore also flow directly into our industries».

Nevertheless, the international situation has to be re-assessed anew every day. «We are aware that in the current situation most visitors will come from Europe to see us and wire and Tube will have a primarily European character in 2020», says Daniel Ryfisch, Project Director Wwire, Tube & Flow Technologies at Messe Düsseldorf.

«We are all the more delighted to send a positive signal to the industries by holding the two events», adds Friedrich-Georg Kehrer, Global Portfolio Director Wire, Tube & Flow Technologies.

For current information also on the hygiene concept visit our Internet portals at: www.wire.de and www.tube.de.

ВПЛИВ ТЕРМІЧНИХ ЦИКЛІВ ЗВАРЮВАННЯ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ КОРОЗІЙНОСТІЙКОЇ СТАЛІ 06Г2БДП

А.В. Завдовсєв¹, В.Д. Позняков¹, С.Л. Жданов¹, М. Rogante², А.О. Максименко¹,
О.Г. Синєок¹, А.М. Герасименко¹

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

²Rogante Engineering Office, 62012 Civitanova Marche, Italy

У машинобудуванні та промисловому будівництві все більш широкого використання набувають високоміцні низьколеговані сталі з високими експлуатаційними характеристиками, зокрема, стійкістю до атмосферної корозії. Їх використання дозволяє не лише зменшити питому вагу металоконструкцій, а й підвищити їх надійність та експлуатаційний ресурс. З огляду на це, на базі сталі 06Г2Б створена сталь підвищеної стійкості проти корозії 06Г2БДП. Для підвищення корозійної стійкості в сталі збільшений вміст міді і фосфору. У роботі розглянуто питання впливу термічних циклів зварювання на механічні властивості та структуру металу ЗТВ зварних з'єднань атмосферостійкої сталі 06Г2БДП. Показано, що за показниками статичної міцності, пластичності і ударної в'язкості сталь 06Г2БДП не поступається сталі 06Г2Б, та переважає сталь 10ХСНД, її використання доцільно в якості альтернативи зазначеним сталям при виготовленні сучасних металоконструкцій ручним дуговим і механізованим в захисних газах зварюванням в визначеному для них діапазоні швидкостей охолодження металу ЗТВ. Бібліогр. 11, табл. 2, рис. 4.

Ключові слова: корозійностійка сталь, термічний цикл зварювання, зона термічного впливу, структура, властивості

Високоміцні низьколеговані сталі з високими експлуатаційними характеристиками: міцністю, в'язкістю, стійкістю до атмосферної корозії набувають все більш широкого використання у машинобудуванні та промисловому будівництві, зокрема, у мостобудуванні. Їх використання дозволяє не лише зменшити питому вагу металоконструкцій, а й підвищувати їх надійність та експлуатаційний ресурс. Результати обстеження стану металоконструкцій мостів із сталевими головними та поперечними балками і сталезалізобетонною проїзною частиною свідчать, що основним видом їх пошкоджень є зменшення розмірів перерізу поясів і стінок балок внаслідок корозії, що істотно знижує несучу здатність і експлуатаційну придатність мостів [1]. Поєднання подекуди неефективних конструктивних і технологічних рішень в сукупності із застосуванням раніше в мостах звичайних будівельних сталей підсилюють та прискорюють процеси корозії в конструкції [2].

Корозійній стійкості низьколегованих сталей в атмосферних умовах присвячена велика кількість досліджень. Зокрема, вони свідчать про те, що обмежено атмосферостійкі низьколеговані сталі містять елементи, які при впливі звичайної атмосфери утворюють на поверхні плівку продуктів корозії, яка володіє захисними властивостями. Сталі такого типу були розроблені в США і спочатку використовувалися в кузовах залізничних вагонів. У 1960-х роках такі сталі почали застосо-

вувати в інших конструкціях, таких як сталезалізобетонні мости.

Вплив хімічного складу на швидкість атмосферної корозії металу розглядався в багатьох роботах [3, 4]. Встановлено, що підвищений вміст міді, фосфору, хрому, а також нікелю і молібдену підвищує стійкість сталі до атмосферної корозії [4]. У ASTM G101 наводиться індекс, за яким можна судити про стійкість сталі до атмосферної корозії: $I = 26,01\text{Cu} + 3,88\text{Ni} + 1,20\text{Cr} + 1,49\text{Si} + 17,28\text{P} - 7,29\text{CuNi} - 9,10\text{NiP} - 33,39\text{Cu}$.

Масштаби застосування атмосферостійких сталей в конструкціях мостів в різних країнах різні. У Німеччині та Франції такі мости рідкісні, тоді як в Італії та Великобританії їх кількість найбільша. У США і Японії близько 50 % металевих і комбінованих мостів виконані з атмосферостійких сталей [5–7].

В Україні протягом останніх п'ятнадцяти років при будівництві відповідальних зварних конструкцій впроваджені і успішно застосовуються сталі 06ГБ, 06Г2Б та 10ХСНД. Економнолеговані сталі підвищеної міцності і холодостійкості вигідно відрізняються від сталей, які зазвичай застосовуються при виготовленні вітчизняних металоконструкцій. Сталі такого класу відносяться до сталей з карбонітридним зміцненням. Вони є низьковуглецевими ($C = 0,04...0,08 \%$) та економнолегованими, маючи при цьому збалансовані механічні і технологічні властивості [8–10]. Від закордонних

Завдовсєв А.В. – <https://orcid.org/0000-0003-2811-0765>, Позняков В.Д. – <https://orcid.org/0000-0001-8581-3526>,

Жданов С.Л. – <https://orcid.org/0000-0003-3570-895X>, Rogante M. – <https://orcid.org/0000-0002-6846-0826>

А.В. Завдовсєв, В.Д. Позняков, С.Л. Жданов, М. Rogante, А.О. Максименко, О.Г. Синєок, А.М. Герасименко, 2020

Таблиця 1. Хімічний состав сталей, мас. %

Сталь	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Ni	Cu	Nb	Ti
06Г2БДП	0,08	0,35	1,4	0,05	0,012	0,02	0,30	0,02	0,30	0,3	0,03	0,02
06Г2Б	0,08	0,25	1,3	0,025	0,01	0,02	-	0,1	-	0,3	-	-
10ХСНД	≤0,12	0,8	0,8	0,03	0,035	-	0,6	-	0,5	0,4	-	-

сталей Кортен А і Кортен В відрізняються меншим вмістом таких елементів як нікель, хром та молібден. На даний час ці сталі були успішно застосовані при будівництві низки відповідальних об'єктів, таких як доменна піч на Криворізькому комбінаті, резервуарів для зберігання нафти ємністю 50000 та 75000 м³, окремих елементів конструкцій мосту через вхід в гавань Подільського мостового переходу.

З огляду на зацікавленість мостобудівників в застосуванні для прогонових будов мостів атмосферостійкого прокату, на базі сталі 06Г2Б створена сталь підвищеної стійкості проти корозії 06Г2БДП [11]. Для підвищення корозійної стійкості в сталі збільшений вміст міді і фосфору. Як зазначено вище фосфор підвищує міцність, а також атмосферну корозійну стійкість, особливо в контакті з міддю. В той же час деформаційні властивості сталі погіршуються. До того ж, як відомо, підвищений вміст в сталі фосфору може знизити її холодостійкість та погіршити здатність до зварювання. Тому мета даної роботи полягала у вивченні впливу термічних циклів зварювання на механічні властивості та структуру металу ЗТВ зварних з'єднань сталі 06Г2БДП.

Методика досліджень. В якості об'єкту дослідження було вибрано сталі, хімічний склад та механічні властивості яких наведено в табл. 1 і табл. 2.

Відповідно до ГОСТ 9.911-89, ГОСТ 9.908-85 в лабораторних умовах ІЕЗ ім. Є.О. Патона були виконані порівняльні дослідження корозійної стійкості пропонованої сталі і прокату сталей 10ХСНД та 06Г2Б, які широко використовуються в мостобудуванні. Стандарт ГОСТ 9.911-89 регламентує метод порівняльних прискорених корозійних випробувань низьколегованих сталей, які застосовуються без захисту від атмосферної корозії. Цей метод досліджень може бути також використаний і для отримання порівняльних даних щодо корозійної стійкості вуглецевих і низьколегованих сталей, які застосовуються із захисними покриттями. Суть методу полягає в прискоренні корозійного процесу утворення захисних шарів продуктів корозії на поверхні сталі. Прискорення процесу корозії досягають підвищенням відносної вологості повітря і температури при дії сірчистого газу, періодичної конденсації вологи, а також

Таблиця 2. Механічні властивості сталей

Сталь	σ_p , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ_5 , %	KCV^{40}
06Г2БДП	608	684	22	355
06Г2Б	490	590	20	98
10ХСНД	390	530...660	19	29

чергуванням змочування поверхні зразків електролітом і подальшого її висушування.

Зразки досліджуваних сталей в кількості не менше 3 шт. (100×50×1,5 мм) порівнювали зі зразками сталі еталона. В даному дослідженні в якості еталона були використані зразки зі сталі 10ХСНД. Випробування проводилися циклічно з періодичною зміною першої і другої стадії циклу. Тривалість одного циклу – 168 год. Загальна тривалість випробувань 7 циклів (1176 год). Перша стадія циклу: в атмосфері SO₂ при температурі 40 °С протягом 7 год, потім при температурі 20 °С протягом 64 год. Друга стадія циклу: періодичне занурення зразків в розчин 5·10⁻⁶ моль/л сірчаної кислоти протягом 97 год (10 хв в розчині і 50 хв на повітрі, в тому числі в потоці повітря при температурі 60 °С) на установці «корозійне колесо».

Показники корозії і корозійної стійкості визначали по ГОСТ 9.908-85. За основний показник суцільної корозії приймали зменшення маси на одиницю площі зразків і швидкість втрати маси зразків.

Залежність механічних властивостей від швидкості охолодження металу ЗТВ в інтервалі температур 600...500 °С вивчали з використанням модельних зразків розміром 120×12×12 мм, які були нагріті та охолоджені у відповідності до термічних циклів дугового зварювання на спеціалізованому устаткуванні МСР-75. Процес термічного оброблення полягав в наступному. Спочатку зразки нагрівалися до температури 1200...1300 °С, які є характерними для ділянки перегріву ЗТВ зварних з'єднань. Швидкість нагріву зразків складала 150...170 °С/с, що відповідає умовам нагріву металу в зоні термічного впливу при дугових процесах зварювання. При даній температурі зразки витримувались протягом орієнтовно 2 с, а після цього примусово охолоджувались. Щоб забезпечити різні швидкості охолодження нагрітих зразків змінювали умови їх остигання. Так, для забезпечення швидкостей охолодження в інтервалі від 3,0 до 7,5 °С/с остигання зразків здійснювали за допомогою охолодження мідних затискачів установки проточною водою різної інтенсивності протікання. Більш великі швидкості охолодження досягалися в результаті додаткового обдування зразків інертним газом, що дозволяло за рахунок зміни інтенсивності витрат газу регулювати w_{65} від 8,0 до 20,0 °С/с. Швидкість нагрівання-охолодження зразків контролювали хромель-алюмелевою термомпарою діаметром 0,5 мм.

З кожної партії модельних зразків, які термічно обробляли, виготовляли стандартні зразки для проведення механічних випробувань і визначення ударної в'язкості металу ЗТВ. Для випробувань на статичний розтяг механічним способом виготовляли зразки типу II (по 3 зразки на кожну швидкість охолодження) та на ударний згин типу IX відповідно до ГОСТ 6996-96. Ударна в'язкість визначалася при випробуванні зразків Шарпі з гострим надрізом при температурах випробування 20, -20, -40 °С. За результатами проведених випробувань оцінювали вплив швидкості охолодження на зміну наступних показників металу ЗТВ: статичної міцності (σ_t та σ_b , МПа); пластичності (δ_5 та ψ , %) та ударної в'язкості (KCV , Дж/см²).

Металографічні дослідження виконували за допомогою мікроскопу «Neophot-32», мікротвердість окремих структурних складових і інтегральну твер-

дість металу вимірювали на твердомірі М-400 фірми «LECO» при навантаженнях відповідно 100 г ($HV_{0,1}$) та 10 кг (HV_{10}). Зразки для досліджень підготовлювали за стандартним методом при застосуванні алмазних паст різної дисперсності, виявлення мікроструктури виконували методом хімічного травлення у 4%-му спиртовому розчині азотної кислоти.

Результати та обговорення. Згідно термодіаграм розпаду переохолодженого аустеніту сталі 06Г2Б та 06Г2БДП при нормальних умовах охолодження мають переважно бейнітну структуру. Натомість сталь 10ХСНД має феритно-перлітну структуру, що зумовлює нижчі показники механічних властивостей у порівнянні зі сталями 06Г2Б та 06Г2БДП. За умов прискорених швидкостей охолодження, характерних для термічного циклу зварювання, структура сталі 06Г2Б у достатньо широкому діапазоні швидкостей охолодження металу ЗТВ лишається переважно бейнітною. Разом з тим для сталі 06Г2БДП, за рахунок додаткового легування фосфором та міддю область бейнітного перетворення дещо зсунута, що відображається на більшій схильності до утворення бейніту і як наслідок підвищення механічних властивостей у порівнянні зі сталлю 06Г2Б. Для сталі 10ХСНД характерно формування перлітно-бейнітної структури при швидкостях охолодження відповідних термічному циклу зварювання. Цей факт негативно впливає на характеристики холодостійкості зазначеної сталі.

За результатами випробувань на корозійну стійкість встановлено, що її показники для досліджуваної сталі 06Г2БДП на 20 % вище ніж у сталі 10ХСНД, та не поступаються сталі 06Г2Б. Про це

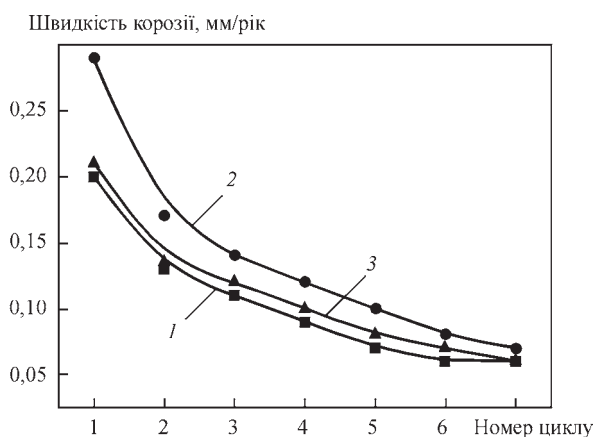


Рис. 1. Зміна швидкості корозії сталі в процесі випробувань: 1 – 06Г2БДП; 2 – 10ХСНД; 3 – 06Г2Б

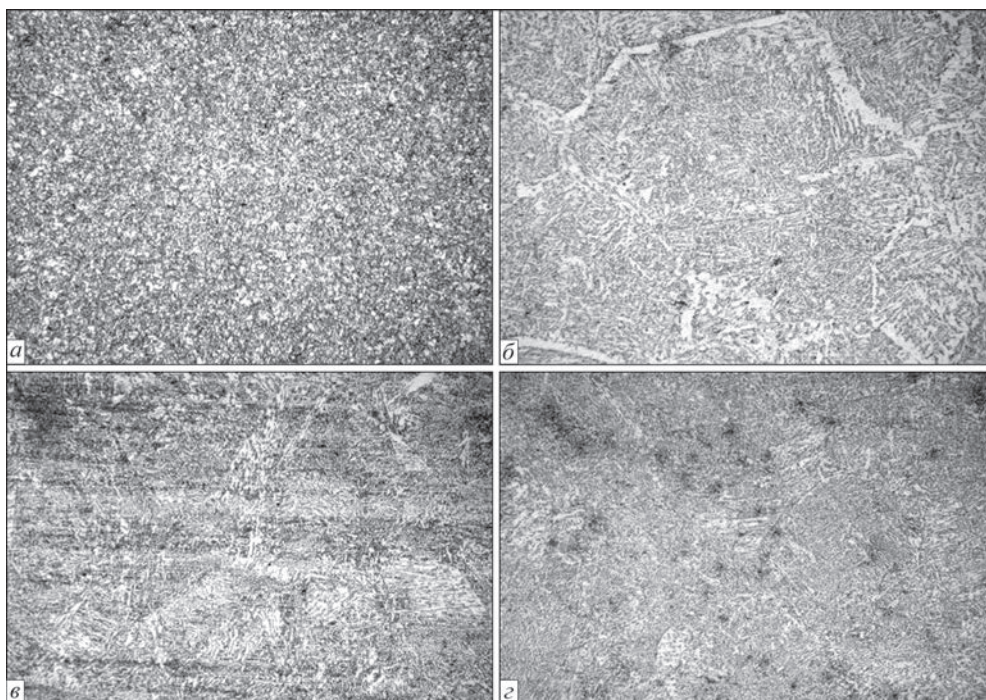


Рис. 2. Мікроструктура ($\times 200$) сталі 06Г2БДП в залежності від величини швидкості охолодження $w_{6/5}$: а – основний метал; б – 3 °С/с; в – 14; г – 23

свідчать дані щодо зміни швидкості корозії, наведені на рис 1, особливо на перших циклах досліджень.

Результати металографічних досліджень свідчать, що завдяки проведенню термічної обробки у вигляді гартування та відпуску в дослідженій сталі 06Г2БДП утворюється феритно-карбідна структура (рис. 2, а) з розміром зерна порядку 4...20 мкм та твердістю HV_{206} . Це, в свою чергу, забезпечує високі показники статичної міцності $\sigma_T > 600$ та $\sigma_B > 690$ МПа, пластичності $\delta_5 > 21$ % та $\psi > 72$ % та ударної в'язкості металу 3ТВ сталі 06Г2БДП, які істотно перевищують нормативні значення та аналогічні показники сталі 10ХСНД.

Залежності, які характеризують зміни показників статичної міцності і пластичності в імітованому металі 3ТВ сталі 06Г2БДП під впливом ТЦЗ наведено на рис. 3. Для порівняння наведені результати випробувань металу 3ТВ сталі 06Г2Б та 10ХСНД.

Результати проведених досліджень свідчать про те, що при швидкості охолодження в інтервалі температур 600...500 °С $w_{6/5} = 3$ °С/с знижуються показники межі плинності металу 3ТВ в порівнянні з вихідним станом, а саме $\sigma_{0,2}$ від 608 до 490 МПа, зі збільшенням $w_{6/5}$ до 14 °С/с межа плинності збільшується до 544 МПа і до 565 МПа при $w_{6/5} = 23$ °С/с. Межа статичної міцності σ_B незначно знижується до 657 МПа при $w_{6/5} = 3$ °С/с, а потім зростає до 710 МПа при $w_{6/5} = 25$ °С/с. У той же час пластичні властивості імітованого металу 3ТВ в порівнянні з вихідним станом зміню-

ються несуттєво (зміни не перевищують 5 %). Подібна тенденція щодо змін зазначених механічних властивостей характерна і для металу 3ТВ сталі 06Г2Б та 10ХСНД, але абсолютні значення цих показників нижчі.

При випробуваннях на ударний згин зразків з гострим V-образним надрізом встановлено, що ударна в'язкість металу 3ТВ сталі 06Г2БДП зменшується по відношенню до основного металу (рис. 4). Найбільш істотне зниження значень KCV спостерігається в зразках, які охолоджувалися зі швидкістю $w_{6/5} = 3$ °С/с (від 355 до 86 Дж/см² при температурі випробувань 20 °С, і від 316 до 10 Дж/см² при температурі -40 °С). Зі збільшенням швидкості охолодження до 14 °С/с значення ударної в'язкості металу 3ТВ істотно зростають до 270 Дж/см² при температурі випробування 20 °С та лише до 31 Дж/см² при температурі випробування зразків -40 °С. Подальше підвищення швидкості охолодження $w_{6/5}$ до 23 °С/с призводить до зменшення показників ударної в'язкості зразків, які випробовувалися при температурі 20 °С до $KCV^{20} = 180$ Дж/см², в той час продовжили дещо зростати та досягли величин $KCV^{-40} = 35$ Дж/см².

Слід зазначити, що показники механічних властивостей та ударної в'язкості металу 3ТВ сталі 06Г2Б, на основі якої створена корозійностійка сталь 06Г2БДП, практично знаходяться на одному з нею рівні. Стосовно ж показників ударної в'язкості металу 3ТВ модельних зразків в сталі 10ХСНД можна виділити суттєву відмінність їх

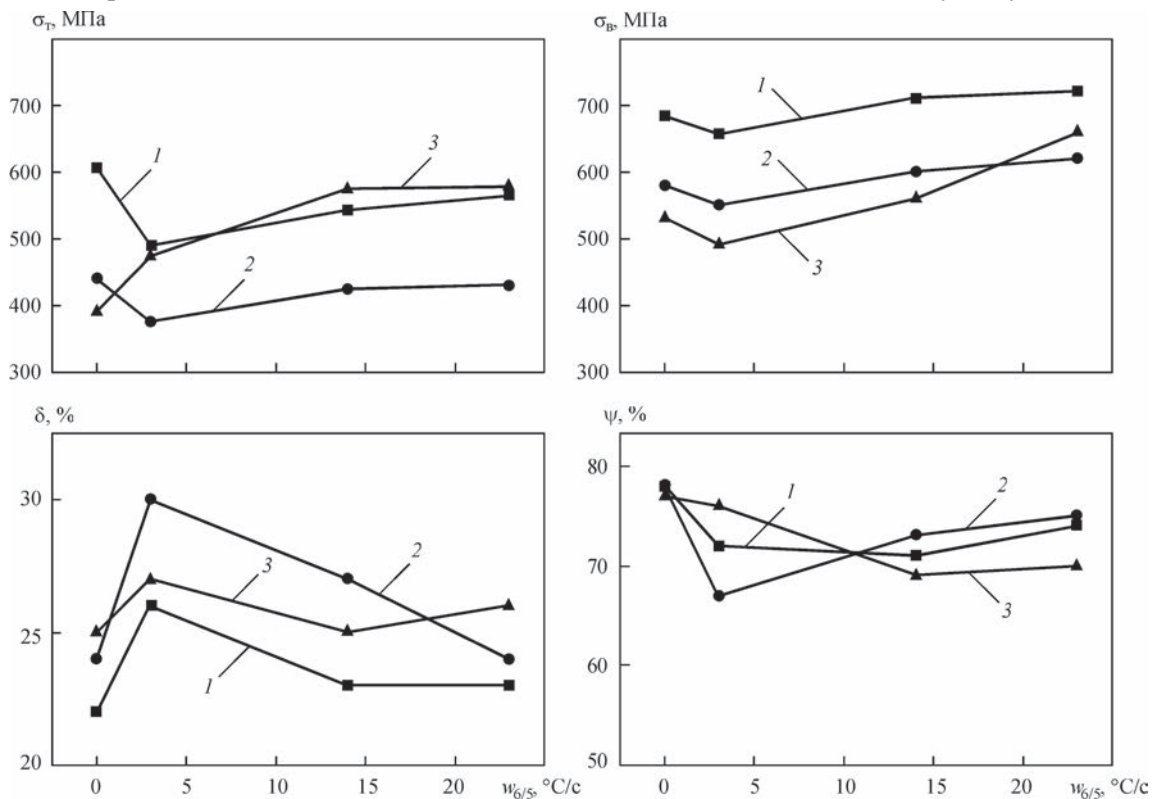


Рис. 3. Механічні властивості металу 3ТВ досліджуваних сталей в залежності від величини швидкості охолодження $w_{6/5}$: 1 – 06Г2БДП; 2 – 06Г2Б; 3 – 10ХСНД

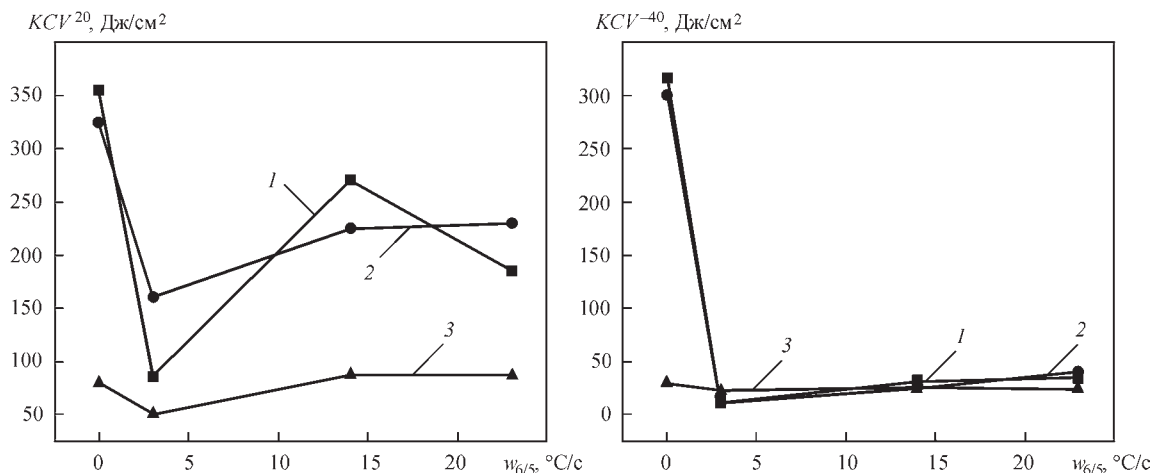


Рис. 4. Ударна в'язкість досліджуваних сталей в залежності від величини швидкості охолодження $w_{6/5}$: 1 – 06Г2БДП; 2 – 06Г2Б; 3 – 10ХСНД

поведінки під дією термічних циклів зварювання у порівнянні з економнолегованими сталями 06Г2Б та 06Г2БДП. А саме, показники KCV металу ЗТВ даної сталі при випробуваннях за температур 20 і -40 °C слабо реагують на зміну швидкості охолодження. Про це свідчить той факт, що ударна в'язкість зразків сталі 10ХСНД, які випробовувалися при температурі 20 °C, знаходяться в межах 55...75 Дж/см², а при температурі -40 °C 14...22 Дж/см².

Зміни механічних властивостей металу ЗТВ сталі 06Г2БДП обумовлені різними структурними перетвореннями в діапазоні досліджуваних швидкостей охолодження. Про це свідчать результати металографічних досліджень. Металографічними дослідженнями встановлено, що на ділянці перегріву в металі ЗТВ сталі 06Г2БДП при швидкості охолодження $w_{6/5} = 3$ °C/c сформувалася структура, що складається з феритно-перлітної суміші з оторочками фериту (рис. 2, б), середній розмір зерна порядку 300 мкм. Твердість такого металу становить HV 270. При підвищенні $w_{6/5}$ до 14 °C/c утворюється рівновісна бейнітна структура з вмістом бейніту верхнього 70 % і бейніту нижнього 30 %. Розмір зерна зменшується і дорівнює 100 мкм, а твердість при цьому зростає до HV 303.

При подальшому зростанні швидкості охолодження до $w_{6/5} = 23$ °C/c в імітованому металі ЗТВ формується структура, що складається з суміші верхнього (30 %) і нижнього бейніту (70 %). Завдяки цьому твердість металу коливається у межах від HV 232 до HV 340, що, в свою чергу призводить до зростання показників його статичної міцності. При цьому розмір зерна зменшується до 70 мкм.

Показано, що зменшення статичної міцності і ударної в'язкості металу ЗТВ сталі 06Г2БДП при швидкості охолодження $w_{6/5} = 3$ °C/c обумовлено істотним зростанням зерна (до 300 мкм) і формуванням феритно-перлітної структури з оторочками.

Підвищення швидкості охолодження $w_{6/5}$ до 14 °C/c призводить до зменшення середнього розміру зерна до 100 мкм, збільшення питомої частки верхнього бейніту до 70 % і, як наслідок, до підвищення показників статичної міцності, однак показники холодостійкості (ударна в'язкість при негативних температурах) знаходяться на нижній границі допустимості. Останній факт пояснюється високим вмістом бейніту верхнього (30 %) в отриманій структурі.

Таким чином, з огляду на дані, отримані з випробувань на корозійну стійкість, сталь 06Г2БДП має вищі показники за інші досліджувані сталі. Враховуючи також те, що за показниками статичної міцності, пластичності і ударної в'язкості сталь 06Г2БДП не поступається сталі 06Г2Б та переважає сталь 10ХСНД, її використання доцільно в якості альтернативи зазначеним сталям при виготовленні сучасних металоконструкцій ручним дуговим і механізованим в захисних газах зварюванням в характерному для них діапазоні швидкостей охолодження металу ЗТВ.

Висновки

Проведені дослідження впливу термічних циклів зварювання на структуру і властивості сталі 06Г2БДП показали наступне:

- при швидкості охолодження імітованого металу ЗТВ $w_{6/5} = 3$ °C/c (характерною для процесів зварювання під флюсом), спостерігається істотне зниження межі плинності до 490 МПа і ударної в'язкості до значень, які не задовольняють вимогам стандартів Євроном (менше 34 Дж/см²), що обумовлено істотним зростанням розмірів зерен структури, отриманої за таких умов охолодження;

- збільшити значення статичної міцності і ударної в'язкості дозволяє підвищення мінімальної швидкості охолодження імітованого металу ЗТВ $w_{6/5}$ до 14 °C/c. При цьому в металі ЗТВ формується структура з розміром зерен близько 100 мкм.

Встановлено, що оптимальні поєднання механічних властивостей і структури можна досягти при швидкості охолодження металу ЗТВ зварних з'єднань $w_{6/5}$ в інтервалі від 14 до 23 °C/с.

Автори висловлюють свою вдячність за допомогу у проведенні експериментів д-ру техн. наук Костіну В.А., канд. техн. наук Олексенко Т.О., інж. Жукову В.А.

Список літератури

1. Шимановский О.В. (2020) *Нариси стосовно проблем позакласних мостів*. Київ, Сталь.
2. Ковтуненко В.А., Герасименко А.М., Синеок А.Г., Задорожний В.А. (2005) Характерные повреждения сварных металлических конструкций мостов. *Автоматическая сварка*, **10**, 29–35.
3. Конюхов А.Д. (1995) *Коррозия и надежность железнодорожной техники*. Москва, Транспорт.
4. Конюхов А.Д. (2006) Стальной прокат с улучшенными свойствами для более эффективных мостовых конструкций. *Сталь*, **1**, 74–76.
5. Конюхов А.Д., Рувинская Е.М. (2002) Пролетные строения мостов из атмосферостойкой стали. *Защита металлов*, **1**, 89–95.
6. Zhang B., Chen W., Xu J. (2018) Mechanical behavior of prefabricated composite box girders with corrugated steel webs under static loads. *J. of Bridge Engineering*, **1**, 23(10).
7. Wu J., Yang D., Su Q. (2019) Inspection and evaluation strategy for uncoated weathering steel bridges. *InIOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, **677**, 2, pp. 22–23. IOP Publishing.
8. Ковтуненко В.А., Герасименко А.М., А.А. Петрученко А.М. и др. (2007) Стальной прокат повышенной атмосферостойкости для сварных строительных конструкций. *Дороги і мости. Зб. наук. праць Держжор. НДІ*, **7**, 297–304.
9. Ковтуненко В.А., Герасименко А.М., Синеок А.Г. (2004) Высокопрочная экономнолегированная сталь 06Г2Б с $\sigma_s \geq 440$ МПа для мостостроения. *Автомобільні дороги і дорожнє будівництво*, **69**, 106–113.

10. Ковтуненко В.А., Герасименко А.М., Гоцуляк А.А. (2006) Выбор стали для ответственных сварных строительных конструкций. *Автоматическая сварка*, **11**, 32–37.
11. Синеок А.Г., Герасименко А.М., Рябоконь В.Д. и др. (2014) Атмосферостойкий прокат классов прочности с355-500 для металлоконструкций мостов. *Мосты и тоннели: теория, исследования, практика*, **5**, 83–91.

References

1. Shimanovskiy, O.V. (2020) *Essays on problems of out of class bridges*. Kyiv, Stal [in Russian].
2. Kovtunencko, V.A., Sineok, A.G., Gerasimenko, A.M., Sadorozhny, V.A. (2005) Typical damages of welded metal structures of bridges. *The Paton Welding J.*, **10**, 27-32.
3. Konyukhov, A.D. (1995) *Corrosion and reliability of railway equipment*. Moscow, Transport [in Russian].
4. Konyukhov, A.D. (2006) Rolled stock with improved properties for more effective bridge structures. *Stal*, **1**, 74–76 [in Russian].
5. Konyukhov, A.D., Ruvinskaya, E.M. (2002) Bridge spans from atmospheric-resistant steel. *Zashchita Metallov*, **1**, 89–95 [in Russian].
6. Zhang, B., Chen, W., Xu, J. (2018) Mechanical behavior of prefabricated composite box girders with corrugated steel webs under static loads. *J. of Bridge Engineering*, **1**, 23(10).
7. Wu, J., Yang, D., Su, Q. (2019) Inspection and evaluation strategy for uncoated weathering steel bridges. *InIOP Conference Series: Materials Sci. and Engin.*, **677**, **2**, 22–23. IOP Publishing.
8. Kovtunencko, V.A., Gerasimenko, A.M., Petruchenko, A.A. et al. (2007) Steel roll stock of improved atmosphere resistance for welded building structures. *In: Dorogy i Mosty, NDI*, **7**, 297-304 [in Russian].
9. Kovtunencko, V.A., Gerasimenko, A.M., High-strength sparsely-alloyed steel 06G2B ≥ 440 MPa for bridge building. *Avtomobilni Dorogy i Dorozhnie Budivnytstvo*, **69**, 106-113 [in Russian].
10. Kovtunencko, V.A., Gerasimenko, A.M., Gotsulyak, A.A. (2006) Selection of steel for critical building welded structures. *The Paton Welding J.*, **11**, 27-31.
11. Sineok, A.G., Gerasimenko, A.M., Ryabokon, V.D. et al. (2014) Atmosphere-resistant rolled stock of c355-500 strength class for bridge metal structures. *Mosty i Tonnely: Teoriya, Issledovaniya, Praktika*, **5**, 83-91 [in Russian].

IMPACT OF THERMAL CYCLES OF WELDING ON FORMATION OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF CORROSION-RESISTANT STEEL 06G2BDP

A.V. Zavdoveev¹, V.D. Poznyakov¹, S.L. Zhdanov¹, M. Rogante², A.O. Maksymenko¹,
O.G. Sineok¹, A.M. Gerasimenko¹

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

²Rogante Engineering Office, 62012 Civitanova Marche, Italy.

High-strength low-alloyed steels with high service properties, in particular, resistance to atmospheric corrosion, become ever wider accepted in mechanical and industrial engineering. Their application allows not only reducing the specific weight of metal structures, but also increasing their reliability and operating life. In view of that, 06G2BDP steel with higher corrosion resistance was developed on the base of 06G2B steel. Copper and phosphorus content in the steel was increased, in order to improve its corrosion resistance. The work deals with the issue of the impact of thermal cycles of welding on the mechanical properties and structure of HAZ metal in welded joints of atmospheric-resistant steel 06G2BDP. It is shown that by the values of static strength, ductility and impact toughness 06G2BDP steel is not inferior to 06G2B steel, and is superior to 10KhCND steel. Its application is rational as an alternative to the above-mentioned steels in fabrication of modern metal structures by gas-shielded manual and mechanized arc welding in the specified for them range of HAZ metal cooling rates. 11 Ref., 2 Tabl., 4 Fig.

Keywords: corrosion-resistant steel, thermal cycle of welding, heat-affected zone, structure, properties

Надійшла до редакції
26.08.2020

ВТОМНА ДОВГОВІЧНІСТЬ ЗРАЗКІВ ПІСЛЯ ЗНОСОСТІЙКОГО ВИГОТІВНОГО ТА РЕМОНТНОГО НАПЛАВЛЕННЯ

І.О. Рябцев¹, В.В. Книш¹, А.А. Бабінець¹, С.О. Соловей¹, В.М. Демєнков²

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

²Державне підприємство «Державний науково-технічний центр з ядерної та радіаційної безпеки». 03142, м. Київ, вул. Василя Стуса, 35-37. E-mail: vm_demenkov@sstc.com.ua

Досліджено циклічну довговічність зразків, наплавлених порошковим дротом ПП-Нп-25Х5ФМС, що забезпечує одержання наплавленого металу типу інструментальної полутеплостійкої сталі. Конструкція наплавлених зразків і методика їх випробувань імітували умови експлуатації прокатних валків, для наплавлення яких широко використовується порошковий дріт ПП-Нп-25Х5ФМС. Оцінювали циклічну довговічність зразків безпосередньо після наплавлення, а також ефективність використання ремонтного наплавлення для збільшення залишкової циклічної довговічності зразків, які в процесі попередніх випробувань мали в наплавленому зносостійкому шарі втомні тріщини. Чисельним методом проводили визначення напружено-деформованого стану та розрахунок коефіцієнта інтенсивності напружень по фронту ненаскрізної кутової втомної тріщини, що розвивалася в зразку сталі 40Х з зносостійким наплавленим шаром, при трьохточковому віднульовому циклічному навантаженні. Показано, що максимальні значення коефіцієнта інтенсивності напружень по фронту тріщини знаходяться на відстані близько 1 мм від вертикальної бокової грані в найближшій точці фронту тріщини і під час руйнування досягають величини $52...64 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$. У процесі досліджень встановлено, що застосування ремонтного наплавлення до виробів з втомними тріщинами після їх тривалої експлуатації не призводить до суттєвого збільшення циклічної довговічності після ремонту. Це пов'язано з тим, що після тривалої експлуатації бездефектний шар наплавленого металу має значний рівень накопичених втомних пошкоджень, тому виконання ремонту ділянки виробу, пошкодженої тріщиною втоми, без повного видалення наплавленого шару металу неефективно. Отримані в даній роботі результати будуть використані в подальшому в якості базових при проведенні порівняльної оцінки впливу техніки та технології наплавлення, а також наплавочних матеріалів, на втомну довговічність зразків. Бібліогр. 17, табл. 3, рис. 9.

Ключові слова: дугове наплавлення, виготовне наплавлення, ремонтне наплавлення, втома, втомна довговічність, тріщини втоми, коефіцієнт інтенсивності напружень

У металургії та машинобудуванні широко застосовуються інструменти й оснащення для гарячого деформування металів і сплавів, які в процесі експлуатації зазнають впливу циклічних механічних і термічних навантажень. Прикладами таких важко-навантажених деталей можуть служити різні прокатні валки, ролики МНЛЗ та ін. При цьому проблема оцінки втомної довговічності подібних деталей стає особливо гострою, коли потрібно оцінювати відновлені різними методами деталі, в тому числі і методами електродугового наплавлення [1–5].

Такі деталі вже пройшли певний період експлуатації й вичерпали частину свого ресурсу, закладеного при їх конструюванні та виготовленні. В результаті наступних ремонтів методами наплавлення, через нерівномірний розподіл температури по перетину деталі, в ній часто формуються несприятливі залишкові напруження розтягу [6–8]. Крім того, чим більша кількість ремонтів і, відповідно, кількість наплавлених шарів, тим більша ймовірність появи в наплавленому металі дефектів у вигляді несплавлень, зашлаковок, пор і т. п. [4–10].

Найнебезпечнішими ділянками прокатних валків, у яких можуть з'явитися тріщини, є цен-

тральні області, зміщені від осі валка убік змінних сумарних напружень, що мають ненульову амплітуду [5]. Також до підвищення ймовірності утворення тріщин і збільшення швидкості їх росту призводить зниження коефіцієнта асиметрії циклу та значний розмах коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН) у зоні крайового ефекту [5].

У процесі експлуатації всі ці фактори несприятливо позначаються на загальній втомній довговічності, що може призвести до появи і розвитку тріщин механічної втоми та, як наслідок, до аварійного руйнування деталей.

Таким чином, при розробці технології ремонтного наплавлення таких деталей необхідно ретельно оцінювати вплив попереднього напруження, хімічного складу й властивостей наплавочних матеріалів, а також технологічних параметрів процесу дугового наплавлення на залишковий ресурс експлуатації відновленої деталі.

Мета роботи – встановлення втомної довговічності наплавлених зразків після виготовного і ремонтного наплавлення, а також оцінка впливу розробленої технології ремонтного наплавлення на загальну довговічність деталі.

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

Бабінець А.А. – <https://orcid.org/0000-0003-4432-8879>, Соловей С.О. – <https://orcid.org/0000-0002-1126-5536>

Демєнков В.М. – <https://orcid.org/0000-0002-2000-0783>

© І.О. Рябцев, В.В. Книш, А.А. Бабінець, С.О. Соловей, В.М. Демєнков, 2020

Таблиця 1. Хімічний склад основного й наплавленого металів, мас. % [11]

Марка сталі	C	Mn	Si	Cr	V	Mo	S	P
40X	0,36...0,40	0,5...0,8	0,17...0,37	0,8...1,1	-	-	≤0,035	≤0,035
ПП-Нп-25X5ФМС*	0,20...0,32	0,5...1,0	0,80...1,30	4,6...5,8	0,2...0,6	0,9...1,5	≤0,04	≤0,04
4X5МФС**	0,32...0,40	0,2...0,5	0,90...1,20	4,5...5,5	0,3...0,5	1,2...1,5	≤0,04	≤0,04

Таблиця 2. Механічні властивості основного й наплавленого металів [11]

Марка сталі	Механічні властивості (після нормалізації)					
	Умовна межа текучості $\sigma_{0,2}$, МПа	Межа міцності σ_b , МПа	Відносне подовження після розриву δ , %	Відносне звуження після розриву ψ , %	Ударна в'язкість KCU, Дж/см ² , для зразків при $t = 20^\circ\text{C}$	Твердість
40X	345	590	12,5	52	7,5	HB 174...217
4X5МФС**	1570	1710	12	54	51	HRC 48...50

Примітки до табл. 1 та 2:

* дана масова частка елементів у наплавненому металі.

** у літературі відсутні дані по механічних властивостях металу, наплавненого дротом ПП-Нп-25X5ФМС. Тому наведені дані для його аналогу, найбільш близького по хімічному складу й властивостям – сталі 4X5МФС.

Матеріали та методики досліджень. При виборі типу основного й наплавленого металу виходили з аналізу даних технічної літератури: у якості основного металу в прокатних валках звичайно використовують середньо- і високовуглецеві нелеговані або низьколеговані конструкційні сталі таких марок, як 45, 50, 40X, 50X, 50XH та ін. Для наплавлення робочого зносостійкого шару прокатних валків і інших подібних деталей, найчастіше застосовують електродні матеріали, що забезпечують одержання наплавленого шару типу теплостійких або напівтеплостійких сталей. До таких матеріалів можна віднести порошкові дроти марок ПП-Нп-25X5ФМС, ПП-Нп-35B9X3СФ, ПП-Нп-30X4B2M2ФС і т. д. [1, 3, 5].

Виходячи із цих даних, у роботі для досліджень в якості основного металу була обрана сталь 40X. Для наплавлення робочого шару використовували порошковий дріт ПП-Нп-25X5ФМС, що широко використовується при наплавленні прокатних валків [8]. Хімічний склад і механічні властивості матеріалів, використаних у роботі, наведено в табл. 1 та 2.

На даний час не існує єдиної стандартизованої методики для втомних випробувань багатшарових наплавлених зразків з метою встановлення їх циклічної довговічності. Більшість дослідників використовують власні розроблені методики, які найкраще імітують форму і особливості конкретних деталей [6, 10, 12, 13]. Враховуючи велике різноманіття деталей, що експлуатуються в умовах втомного навантаження, такий підхід дає більш достовірні результати. Проте вищезгадані методики не дозволяють оцінити вплив наплавочних матеріалів і геометричних розмірів наплавлених зразків на їхню втомну довговічність. Авторами [14, 15] було запропоновано методику, яка дозволяє виправити ці недоліки і може успішно застосовуватися для порівняльної оцінки втомної довговічності наплавлених деталей, наочно де-

монструючи вплив хімічного складу наплавочних матеріалів, конструкції наплавлених шарів і схеми наплавлення на циклічну довговічність зразків.

Форма і розміри наплавлених зразків для втомних випробувань, технологія їх виготовлення, а також сама методика випробувань були обрані виходячи з розрахунків, рекомендацій і результатів попередніх випробувань, які наведені в роботах [14, 15]. Випробування за даною методикою з певним допущенням відтворюють силові навантаження, характерні для прокатних валків, і дозволяють у процесі випробувань проводити візуальну оцінку швидкості поширення втомної тріщини.

Враховуючи те, що авторами даної роботи заплановано проведення комплексних досліджень втомної довговічності деталей, наплавлених за різними технологіями, із використанням різних матеріалів основного та проміжного шарів, тому для проведення порівняльної оцінки втомної довговічності зразків після виготовного і ремонтного наплавлення використовували розроблену методику [14, 15] з описаними нижче вдосконаленнями.

За технологією наплавлення, описаною у роботах [14, 15], виготовляли 3 серії зразків по 3 зразки у кожній серії.

Першу серію зразків випробовували на втому до їх повного руйнування. Дослідження на втому проводили на випробувальній сервогідравлічній машині УРС-20 при трьохточковому згинанні з асиметрією циклу $R_\sigma = 0$ і частотою 5 Гц при регулярному навантаженні. Максимальні напруження циклу становили 500 МПа, а відстань між опорами 250 мм.

На другій серії зразків оцінювали циклічну тріщиностійкість. Для ініціювання розвитку втомної тріщини в наплавненому металі по центру зразка (в зоні дії максимальних прикладених напружень) виконували V-подібний надріз глибиною 1,0...1,5 мм із радіусом 0,25 мм. Після цього при трьохточковому циклічному згинанні з макси-

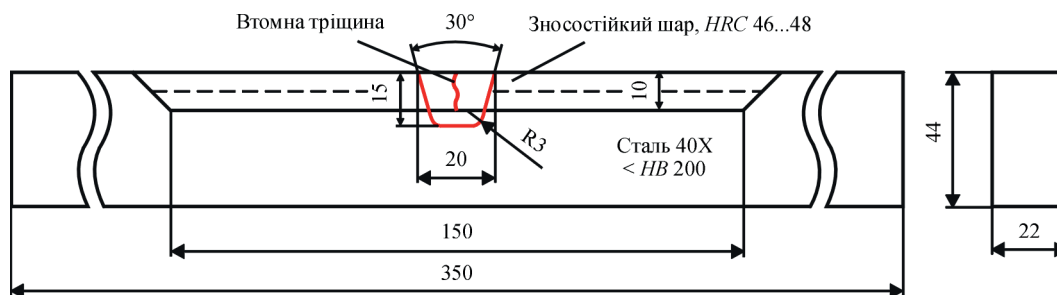


Рис. 1. Схема розроблення металу, пошкодженого втомними тріщинами

мальним рівнем прикладених напружень в перерізі зразка 300 МПа вирощували втомну тріщину до досягнення на одній з бокових граней довжини 1 мм. Отриманий в результаті цього надріз з тріщиною приймався за вихідну втомну тріщину у випробувальному зразку, який в подальшому використовувався для досліджень кінетики втомного руйнування. При проведенні втомних випробувань на циклічну тріщиностійкість довжина втомної тріщини, що розвивалась по боковій грані зразка, вимірювалась за допомогою оптичного мікроскопа з ціною поділки 0,01 мм. Випробовування проводили до повного руйнування зразків.

Крім того, для зразків чисельним методом на основі методу скінченних елементів (МСЕ) проводили визначення напружено-деформованого стану та розрахунок КІН по фронту тріщини. КІН є основним параметром тріщиностійкості і являє собою кількісну оцінку поля напружень на стадії виникнення руйнування поблизу вершини тріщини. Поле напружень у вершині тріщини має сингулярність виду $1/\sqrt{r}$, де r – відстань від вершини тріщини до точки, напруження в якій розглядаються [16].

Визначення цих характеристик для зразків, виготовлених за вказаною вище технологією, і для зразків, виготовлених в подальшому за іншими технологіями, дозволить провести порівняльну оцінку їх циклічної тріщиностійкості, де значення, отримані в даній роботі, будуть виступати в якості базових.

На зразках третьої серії досліджували ефективність застосування ремонтного наплавлення для збільшення залишкової циклічної довговічності зразків, які мають в наплавленому зносостійкому шарі тріщини втоми. Зразки випробовували на втому при трьохточковому згинанні з асиметрією циклу $R_\sigma = 0$ до утворення тріщини втоми глибиною 10...12 мм (коли тріщина пройшла крізь наплавлені шари і заглибилася в основний метал) (рис. 1). Після цього проводили ремонт методами дугового наплавлення, які складалися з повного механічного видалення втомної тріщини, металу навколо неї та наступного заплавлення утвореного розроблення (рис. 2).

Глибину та ширину розроблення, а також бічні радіуси вибирали відповідно до максимальної довжини втомних тріщин, а також згідно практичних рекомендацій для отримання якісного наплав-

леного з'єднання під шаром флюсу для відповідної товщини металу. Розроблення таких розмірів та форми дозволяє запобігти заклинюванню шлакової кірки, що могло б спричинити утворення шлакувань, які, у свою чергу, можуть знизити механічні властивості наплавленого металу, виступаючи концентраторами напружень.

Після механічної обробки зразки з розробленням під ремонтне наплавлення (рис. 2, а) збирали в пакет (3 шт.), прокладаючи між зразками по дві технологічні вставки товщиною 3 мм кожна. З обох вільних країв до зразків прилаштовували вивідні планки (рис. 2, б).

Перед наплавленням здійснювали попередній підігрів пакетів заготовок до 250...300 °С. Після цього виконували автоматичне дугове наплав-

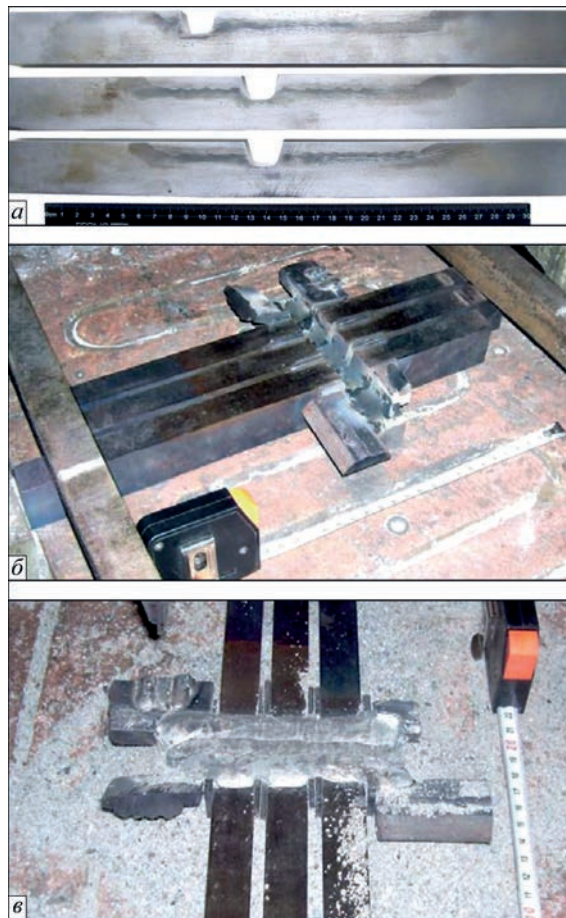


Рис. 2. Зовнішній вигляд заготовок з розробленням під ремонтне наплавлення (а), зібраних у пакет до (б) та після ремонтного наплавлення (в)

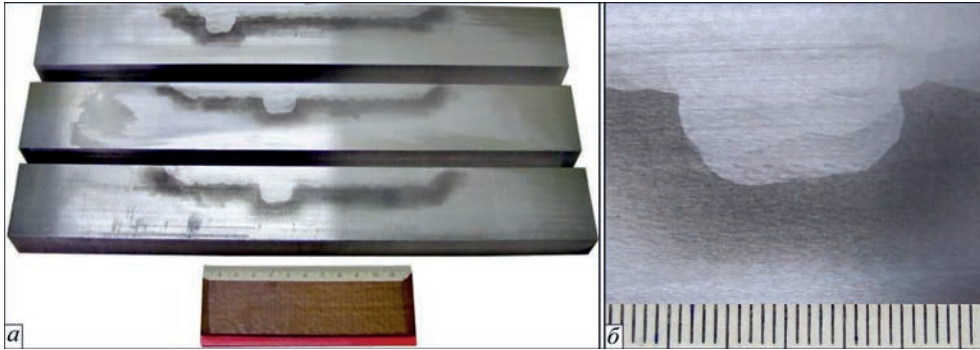


Рис. 3. Зовнішній вигляд зразків після шліфування (а) та зона ремонтного наплавлення (б)

лення зносостійкого шару порошковим дротом ПП-Нп-25Х5ФМС діаметром 1,8 мм під флюсом АН-26П.

Режим наплавлення для всіх зразків був однаковим: $I = 220...250$ А; $U = 26...28$ В; $v = 18$ м/год.; перекриття валиків ≈ 50 %. Після наплавлення зразки поміщали в прогріту до 250 °С термічну піч для повільного охолодження разом з нею. Такі заходи були направлені на зниження залишкових напружень в наплавлених зразках та ймовірності утворення тріщин.

Після повного остигання пакет відремонтованих зразків розрізався за допомогою абразивних кругів по технологічним вставкам на окремі зразки, які остаточно оброблювалися шліфуванням з чотирьох сторін (рис. 3) та знову встановлювалися у випробувальну машину.

Перед випробовуванням на втому в відремонтованих наплавленнях зразках проводили вимірювання залишкових напружень неруйнівним акустичним методом за допомогою портативного ультразвукового пристрою контролю напружень [17]. Використовували ультразвукові кварцеві датчики поздовжніх та зсувних хвиль з базою виміру 7×7 мм.

Обговорення результатів. Випробуваннями на втому першої серії зразків встановлено, що їх

циклічна довговічність до руйнування при максимальних прикладених напруженнях 500 МПа знаходиться у діапазоні від 560800 до 1420100 циклів змін напружень.

Попереднім візуальним оглядом зразків із збільшенням $\times 10$ встановлено, що втомні тріщини переважно з'являються поблизу зони сплавлення двох сусідніх валиків, що може пояснюватися підвищенням рівня хімічної та структурної неоднорідності в цій зоні [5]. При цьому тріщина зазвичай розповсюджується майже прямолінійно, паралельно до напрямку прикладеного навантаження з невеликими бічними розгалуженнями. При цьому відмічено, що в «руслі» тріщини спостерігаються окремі згини та короткі надриви (рис. 4). В подальшому були вирізані ділянки металу з тріщинами втомі та виготовлені мікрошліфи. Дослідженнями мікрошліфів встановлено, що втомні тріщини переважно утворюються та поширюються поблизу зон перекриттів сусідніх наплавлених валиків, розповсюджуючись у напрямку осей утворення дендритів (рис. 5).

Таким чином було встановлено, що вид та характер утворення і подальшого розвитку втомних тріщин залежить від техніки та технології наплавлення, зокрема, від кроку при наплавленні сусідніх валиків. При цьому лінія сплавлення основ-

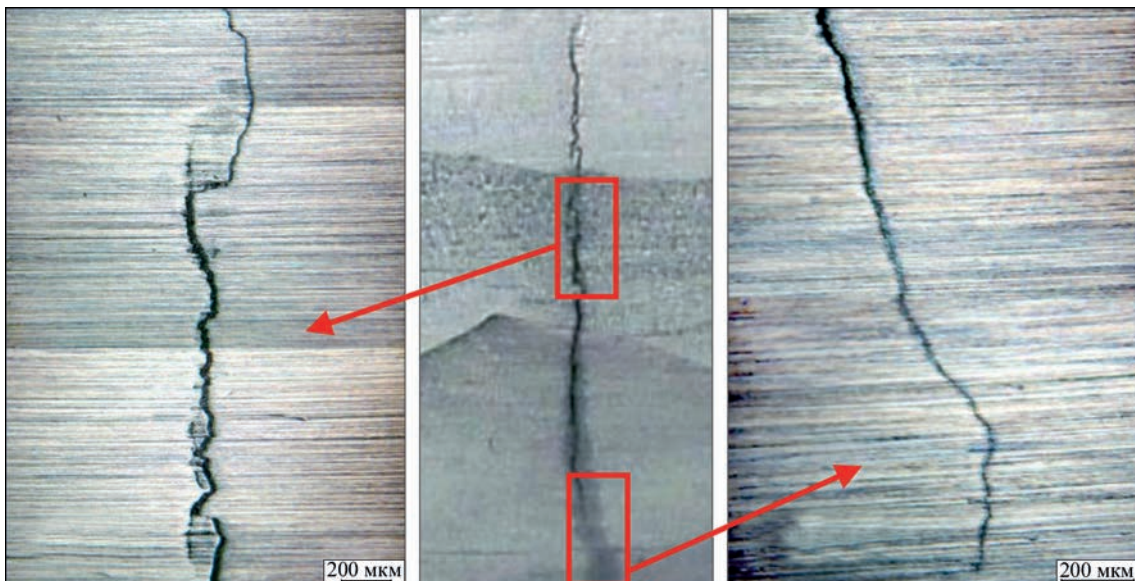


Рис. 4. Характер розповсюдження втомних тріщин у наплавлених зразках

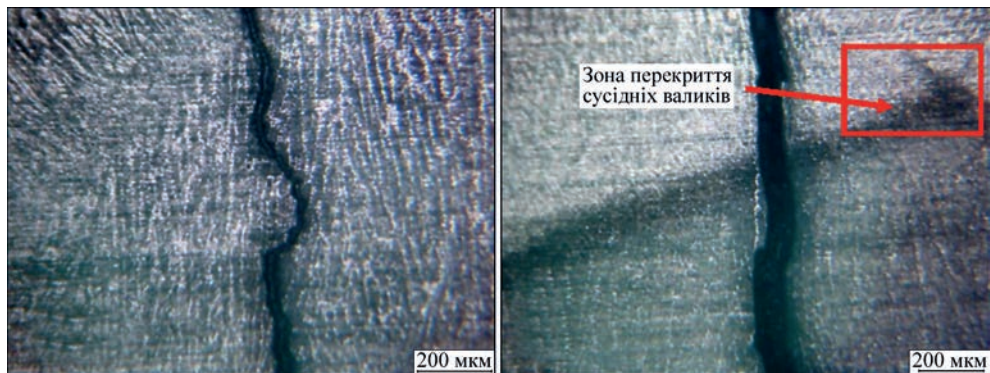


Рис. 5. Характер розповсюдження втомних тріщин у наплавленому металі

ного та наплавленого металів, а також характер лінії сплавлення окремих валиків та шарів відіграє важливу роль у процесі втомного руйнування наплавлених деталей, адже тріщини здебільшого розповсюджуються або по межі сплавлення окремих валиків, або безпосередньо біля цієї межі, де, ймовірно, розташована зона хімічної та структурної неоднорідності, що несприятливо впливає на втомну довговічність.

На зразках другої серії під час експериментальних досліджень тріщиностійкості визначали залежність розвитку втомної тріщини (глибини) від відповідного числа циклів змінного навантаження N . Після зародження всі тріщини втомі розвивалися як ненаскрізні (кутові) від одного з ребер зразка. Тому окрім глибини тріщини по вертикальній боковій грані зразка вимірювали також довжину тріщини на дні V-подібного надрізу за допомогою штангенциркуля з ціною поділки рівною 0,1 мм. Руйнування зразків при трьохточковому циклічному згинанні з максимальним рівнем

прикладених напружень 300 МПа відбувалося при досягненні тріщинами розмірів (глибина $\times$ довжина): $23,6 \times 16,4$, 12×14 та 14×16 мм.

Чисельним методом на основі МСЕ проводили визначення напружено-деформованого стану (рис. 6) та розрахунок КІН по фронту тріщини (рис. 7). На рис. 6 наведено напружено-деформований стан в модельному зразку на початку втомного руйнування (тріщина розміром 6×4 мм, рис. 6, а) та при досягненні тріщиною свого критичного значення $23,6 \times 16,4$ (рис. 6, б).

На рис. 7 представлені дані зміни значень КІН по фронту тріщини (нульове значення по осі абсцис відповідає початку тріщини на вертикальній боковій грані зразка) по мірі розвитку кутової тріщини в двох зразках другої серії. Побудова скінченно-елементної моделі зразка та подальші розрахунки КІН виконувались засобами програмного комплексу ANSYS Workbench 2019R3. Розрахункова СЕ-сітка складалася з 20-ти вузлових гексагональних елементів та, безпосередньо по фронту тріщини, з

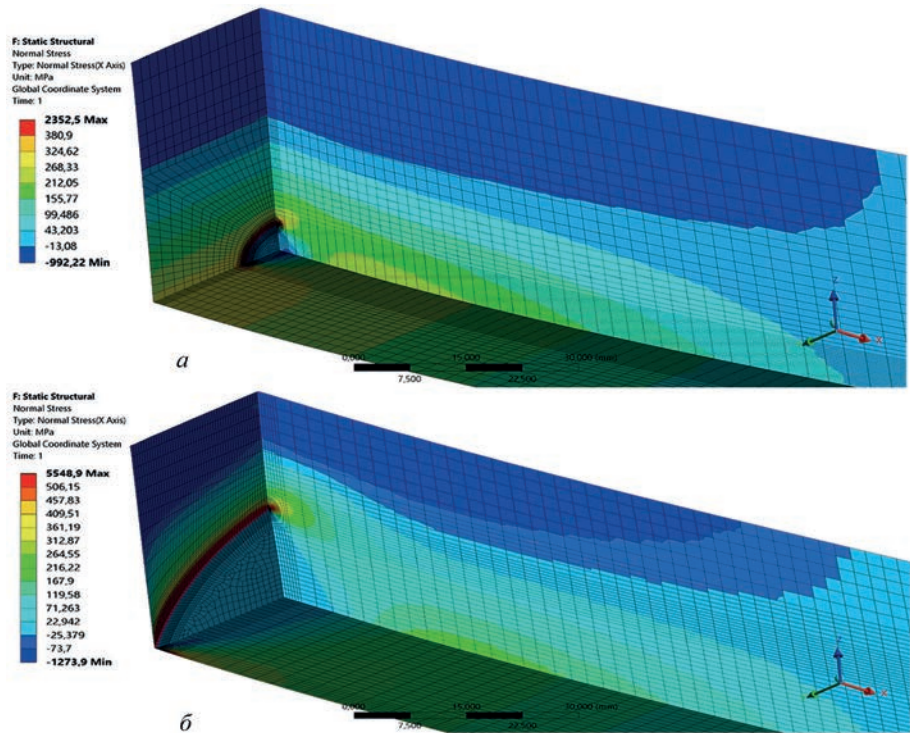


Рис. 6. Результати розрахунку напружено-деформованого стану для тріщин розмірами 6×4 мм (а) та $23,6 \times 16,4$ (б)

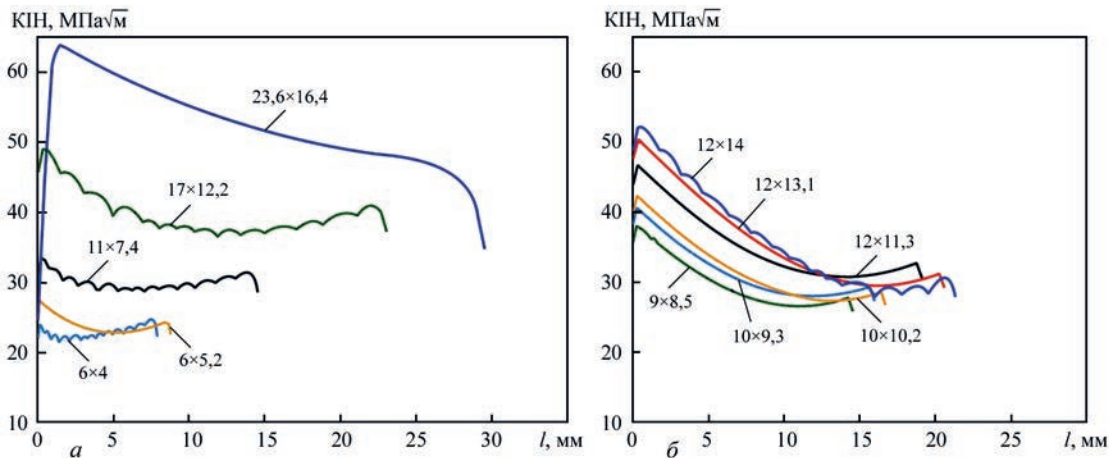


Рис. 7. Значення КІН по фронту тріщини по мірі її розвитку в першому (а) та другому (б) зразках другої серії

15-ти вузлових призматичних елементів. В області фронту тріщини була побудована сітка з концентричним розташуванням елементів, яка складалася з 16 шарів елементів в радіальному та 48 шарів в окружному напрямках, які рівномірно оточували фронт тріщини, що дозволило з необхідною точністю розв'язувати задачу механіки руйнування.

Встановлено, що максимальні значення КІН по фронту тріщини знаходяться на відстані близько 1 мм від вертикальної бокової грані в найглибшій точці фронту тріщини і під час руйнування досягають величини 52...64 МПа√м.

На зразках третьої серії після виконання ремонтного наплавлення за розробленою технологією проводили вимірювання залишкових напружень неруйнівним ультразвуковим методом. Схематичне зображення місць вимірювання залишкових напружень приведено на рис. 8, а епю-

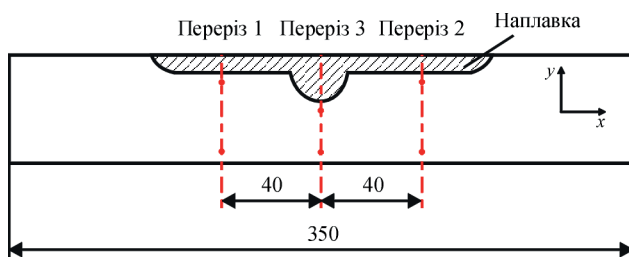


Рис. 8. Схематичне зображення місць вимірювання залишкових напружень в зразку після ремонтного наплавлення

ри розподілу залишкових напружень на рис. 9. Вимірювання залишкових напружень, орієнтованих вздовж та поперек зразка, проводили від лінії сплавлення (визначали за макроструктурою) вглиб металу. Приведені на епюрах значення залишкових напружень є усередненими по товщині зразка.

Використання ультразвукових кварцових датчиків поздовжніх та зсувних хвиль з базою виміру 7×7 мм не дозволило провести вимірювання напружень ближче ніж 2,5 мм до лінії сплавлення. Проте, дослідження полів залишкових орієнтованих вздовж σ_x зразка (співпадають за напрямом з прикладеними робочими напруженнями при випробовуванні зразків на втому) показало, що зона залишкових напружень розтягу після ремонтного наплавлення не перевищує 6...7 мм від лінії сплавлення вглиб основного металу. Максимальні залишкові напруження розтягу σ_x знаходяться безпосередньо в зоні виконання ремонтного наплавлення і складають біля 120 МПа на відстані в 2,5 мм від лінії сплавлення (рис. 9, б). По мірі віддалення від місця проведення ремонтного наплавлення залишкові напруження розтягу σ_x на відстані в 2,5 мм від лінії сплавлення знижуються до 40...80 МПа (рис. 9, а, в). Починаючи з відстані 6...7 мм від лінії сплавлення вглиб металу формується зона залишкових напружень стиску, які досягають значень до -60...-80 МПа.

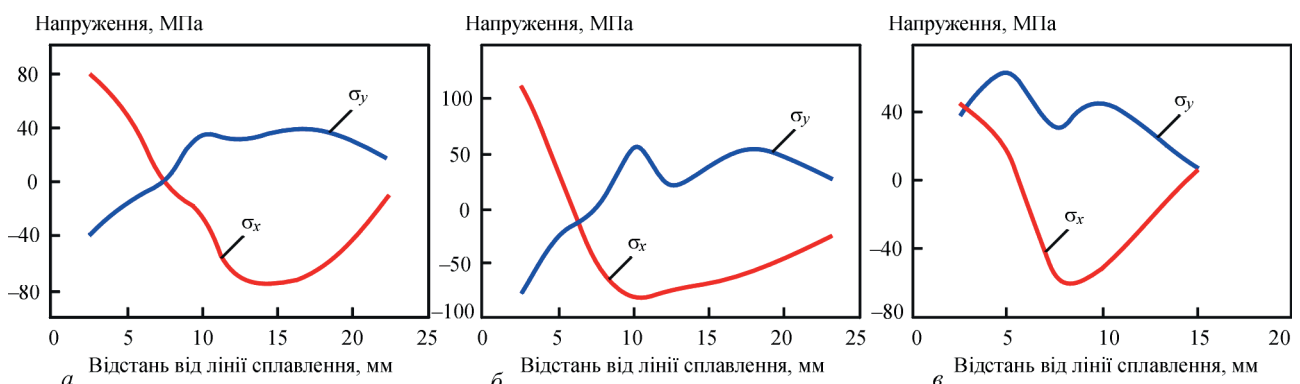


Рис. 9. Розподіл залишкових напружень, орієнтованих вздовж σ_x та поперек σ_y зразка після ремонтного наплавлення в перерізі 1 (а), перерізі 2 (б) та перерізі 3 (в)

Таблиця 3. Результати втомних випробувань зразків третьої серії

Номер зразка	Максимальні напруження циклу, МПа	Циклічна довговічність до утворення тріщини 10 мм, цикли	Циклічна довговічність після виконання ремонтного наплавлення, цикли	Загальна циклічна довговічність, цикли
7	500	688700	963000	1651700
8	500	132800*	1021200	1154000
9	500	1381800	128000	1509800

*Дефект у вигляді несплавлення між валиками.

Ці дані також будуть використані в якості базових при подальших порівняльних дослідженнях втомної довговічності зразків, наплавлених за іншими технологіями.

Після вимірювання залишкових напружень зразки третьої серії піддавали втомним випробуванням. Результати випробувань на втому зразків третьої серії до та після ремонтного наплавлення наведено в табл. 3.

Передчасне зародження тріщини втоми у зразку № 8 (табл. 3) відбулося всередині зразка на відстані 8 мм від поверхні (біля лінії сплавлення з основним металом) внаслідок несплавлення між валиками. При цьому усунення ремонтним наплавленням тріщин втоми, поява яких обумовлена випадковими технологічними дефектами в попередньо напавленому шарі, не призводить до зниження довговічності у порівнянні з бездефектним наплавленням. Після виконання ремонтного наплавлення зародження та розвиток тріщин втоми в усіх зразках третьої серії відбувалося віддалік від місця ремонту. Втомними випробуваннями зразків третьої серії встановлено, що загальна циклічна довговічність зразків при максимальних прикладених напруженнях 500 МПа знаходиться в діапазоні від 1154000 до 1651700 циклів змін напружень.

Також показано (зразок № 9, табл. 3), що застосування ремонтного наплавлення до виробів з втомними тріщинами після їх тривалої експлуатації не призводить до суттєвого збільшення циклічної довговічності після ремонту. Це пов'язано з тим, що після тривалої експлуатації бездефектний шар напавленого металу має значний рівень накопичених втомних пошкоджень, тому виконання ремонту ділянки виробу, пошкодженої тріщиною втоми, без повного видалення напавленого шару металу не ефективно. Отже, при ремонті тривало експлуатованих виробів з метою суттєвого підвищення загальної довговічності рекомендується видаляти не тільки метал навколо виявлених втомних тріщин, а весь напавлений шар на глибину виявлених втомних тріщин із подальшим відновлювальним наплавленням.

Висновки

1. Вдосконалено конструкцію наплавлених зразків та методику проведення порівняльних досліджень їх втомної довговічності, а також встановлено базові втомні характеристики напавленого зразка, що імітує конструкцію прокатних валків.

2. Встановлено, що вид та характер утворення і подальшого розвитку втомних тріщин у наплавлених зразках залежить від техніки та технології наплавлення, зокрема, від кроку при напавленні сусідніх валиків. При цьому лінія сплавлення основного та напавленого металів, а також характер лінії сплавлення окремих валиків та шарів відіграє важливу роль у процесі втомного руйнування наплавлених деталей, адже тріщини здебільшого розповсюджуються або по межі сплавлення окремих валиків, або безпосередньо біля цієї межі, де, ймовірно, розташована зона хімічної та структурної неоднорідності, що несприятливо впливає на втомну довговічність.

3. Чисельно на основі МСЕ визначені значення КІН по фронту ненаскрізної кутової втомної тріщини, що розвивалася в призматичному модельному зразку сталі 40Х з зносостійким напавленим шаром металу, при трьохточковому віднолювому циклічному згинанні. Встановлено, що максимальні значення КІН по фронту тріщини знаходяться на відстані близько 1 мм від вертикальної бокової грані в найглибшій точці фронту тріщини і під час руйнування досягають величини 52...64 МПа√м.

4. Експериментально встановлено, що на ранніх стадіях експлуатації виробу усунення ремонтним наплавленням тріщин втоми, поява яких обумовлена випадковими технологічними дефектами в попередньо напавленому шарі, не призводить до зниження довговічності у порівнянні з бездефектним наплавленням.

5. Показано, що застосування ремонтного наплавлення до виробів з втомними тріщинами після їх тривалої експлуатації не призводить до суттєвого збільшення циклічної довговічності після ремонту. Це пов'язано з тим, що після тривалої експлуатації бездефектний шар напавленого металу має значний рівень накопичених втомних пошкоджень, тому виконання ремонту ділянки виробу, пошкодженої тріщиною втоми, без повного видалення напавленого шару металу недостатньо ефективно.

Список літератури/References

1. Gao, F., Zhou, J., Zhou, J. et al. (2017) Microstructure and properties of surfacing layers of dies manufactured by bi-metal-gradient-layer surfacing technology before and after service. *The Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 88, 1289–1297. doi:10.1007/s00170-016-8679-0

2. Zhang, J., Zhou, J., Tao, Y. et al. (2015) The microstructure and properties change of dies manufactured by bimetal-gradi-

- ent-layer surfacing technology. *Ibid.*, 80, 1807–1814 (2015). doi:10.1007/s00170-015-7170-7
3. Ahn, D.-G. (2013) Hardfacing technologies for improvement of wear characteristics of hot working tools: A review. *Int. J. of Precision Engineering and Manufacturing*, 14, 7, 1271–1283. doi:10.1007/s12541-013-0174-z
 4. Jhavar, S., Paul, C.P., Jain, N.K. (2013) Causes of failure and repairing options for dies and molds: A review. *Engineering Failure Analysis*, 34, 519–535. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2013.09.006
 5. Du, Toit, M., Van, Niekerk J. (2010) Improving the life of continuous casting rolls through submerged arc cladding with nitrogen-alloyed martensitic stainless steel. *Welding in the World*, 54, 11–12, 342–349. doi:10.1007/bf03266748
 6. Shao, C., Cui, H., Lu, F., Li, Z. (2019) Quantitative relationship between weld defect characteristic and fatigue crack initiation life for high-cycle fatigue property. *Int. J. of Fatigue*, 123, 238–247. doi:10.1016/j.ijfatigue.2019.02.028
 7. Korotkov, V.A. (2017) More efficient surfacing. *Russian Engineering Research*, 37, 701–703. doi:10.3103/S1068798X17080093
 8. Rjabcev, I.A., Senchenkov, I.K., Turyk, Je.V. (2015) *Surfacing. Materials, technologies, mathematical modeling*. Gliwice, Wydawnictwo politechniki slaskiej [in Russian].
 9. Liu, H., Yang, S., Xie, C. et al. (2018) Mechanisms of fatigue crack initiation and propagation in 6005A CMT welded joint. *J. of Alloys and Compounds*, 741, 188–196. doi:10.1016/j.jallcom.2017.12.374
 10. Zerbst, U., Madia, M., Beier, H. T. (2017) Fatigue strength and life determination of weldments based on fracture mechanics. *Procedia Structural Integrity*, 7, 407–414. doi:10.1016/j.prostr.2017.11.106
 11. Oberg, E. et al. (1996) *Machinery's Handbook* (25th ed.), Industrial Press Inc.
 12. Zhang, D., Liu, Y., Yin, Y. (2016) Preparation of plasma cladding gradient wear-resistant layer and study on its impact fatigue properties. *J. Thermal Spray Technol.*, 25, 535–545. doi:10.1007/s11666-015-0370-8
 13. Ganesh, P., Moitra, A., Tiwari, P. et al. (2010) Fracture behavior of laser-clad joint of Stellite 21 on AISI 316L stainless steel. *Mater. Sci. & Engin.*, 527, 16–17, 3748–3756. doi:10.1016/j.msea.2010.03.017
 14. Babinets, A.A., Ryabtsev, I.A. (2016) Fatigue life of multilayer hard-faced specimens. *Welding Int.*, 30, 4, 305–309. https://doi.org/10.1080/01431161.2015.1058004
 15. Рябцев И. О., Книш В. В., Бабинець А. А., Соловей С. О., Сенченков І. К. (2019) Методики і зразки для порівняльних досліджень опору втомі деталей з багатошаровим наплавленням. *Автоматическая сварка*, 2, 36–42. Ryabtsev, I.A., Knysh, V.V., Babinets, A.A. et al. (2019) Methods and specimens for comparative investigations of fatigue resistance of parts with multilayer surfacing. *The Paton Welding J.*, 2, 29–34. https://doi.org/10.15407/tpwj2019.02.05
 16. Мураками Ю. (1990) *Справочник по коэффициентам интенсивности напряжений: в 2-х томах*. Москва, Мир. Murakami, Yu. (1990) *Reference book on stress intensity coefficients*. In: 2 Vol. Moscow, Mir [in Russian].
 17. (2004) *Пристрій контролю механічних напружень та деформацій в твердих середовищах*. Патент UA 71637 C2. (2004) *Device for control of mechanical stresses and strains in solid media*. Pat. UA 71637 C2 [in Ukrainian].

FATIGUE LIFE OF SAMPLES AFTER WEAR-RESISTANT, FABRICATION AND REPAIR SURFACING

I.O. Ryabtsev¹, V.V. Knysh¹, A.A. Babinets¹, S.O. Solovej¹, V.M. Demenkov²

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

²State Company «State Scientific and Technical Center for Nuclear and Radiation Safety».

35-37 Vasyl-Stys Str., 03142, Kyiv, Ukraine. E-mail: vm_demenkov@sstc.com.ua

Cyclic fatigue life of specimens surfaced by flux-cored wire PP-Np-25Kh5FMS that provides deposited metal of the type of tool semi-heat-resistant steel was studied. The design of the surfaced specimens and procedure of their testing simulated the operating conditions of mill rolls, for surfacing which flux-cored wire PP-Np-25Kh5FMS is widely used. Cyclic fatigue life of the specimens directly after surfacing was evaluated, as well as the effectiveness of application of repair surfacing to increase the residual cyclic fatigue life of specimens, in which preliminary testing revealed fatigue cracks in the deposited wear-resistant layer. The numerical method was used to determine the stress-strain state and calculate the stress intensity factor on the front of a nonthrough-thickness crotch corner fatigue crack that propagated in a specimen of 40Kh steel with a wear-resistant deposited layer at three-point zero-to-load cyclic loading. It is shown that the maximum values of the stress intensity factor along the crack front are located at approximately 1 mm distance from the vertical side face in the deepest point of the crack front and during fracture they reach the value of 52...64 MPa $\sqrt{\text{m}}$. During investigations it was shown that application of repair surfacing to products with fatigue cracks after their long-term service does not result in a significant extension of their cyclic fatigue life after repair. This is related to the fact that after long-term service the defect-free layer of the deposited metal has a considerable level of accumulated fatigue damage. That is why performance of repair of the product region damaged by a fatigue crack, is not effective without complete removal of the deposited metal layer. Results obtained in this work will be further used as base ones during performance of comparative assessment of the impact of surfacing technique and technology, as well as surfacing materials, on the fatigue life of specimens. 17 Ref., 3 Tabl., 9 Fig.

Keywords: arc surfacing, manufacturing surfacing, repair surfacing, fatigue, fatigue life, fatigue cracks, stress intensity factor

Надійшла до редакції 24.07.2020

НОВА КНИГА

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

Наведено класифікацію багатошарових металів, описано основні способи їх виробництва, охарактеризовано структуру і властивості матеріалів, які застосовуються в якості основного і плакуючого шарів. Висвітлено питання теорії і практики отримання багатошарових матеріалів, наведено методики оцінки якості і властивостей багатошарових матеріалів, отриманих різними способами. Велику увагу приділено особливостям їх зварювання і застосування в різних галузях промисловості. Книга розрахована на інженерно-технічних працівників, зайнятих в області наплавного і ремонтного виробництва. Може бути корисною викладачам, аспірантам і студентам технічних університетів.

Замовлення на книгу прохання надсилати в редакцію журналу «Автоматичне зварювання».



ВПЛИВ ЛОКАЛЬНОЇ ТЕРМООБРОБКИ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ІНТЕРМЕТАЛІДУ СИСТЕМИ TiAl, ОДЕРЖАНОГО МЕТОДОМ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО ЗВАРЮВАННЯ

Л.М. Лобанов, Ю.А. Асніс, Н.В. Піскун, Е.Л. Вржижевський, Л.М. Радченко

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

В роботі досліджувалися зварні з'єднання інтерметалідного β -стабілізованого сплаву TiAl–Ti–44Al–5Nb–3Cr–1,5Zr (ат. %). Заготовки інтерметаліду товщиною 3 та 10 мм були зварені методом електронно-променевого зварювання. З метою запобігання виникнення холодних тріщин в зварних з'єднаннях зразків алюмініду титану різної товщини проводили наступну післязварювальну локальну термообробку за допомогою електронного променя. Вказаний метод обробки є одним з найбільш привабливих для поліпшення структури зливку і зниження рівня залишкових зварювальних напружень, що, в свою чергу, значно підвищує механічні властивості сплаву. Для оцінки міцності зварних з'єднань були проведені випробування на статичний розтяг. Руйнування зразків відбувалося по основному матеріалу. В роботі наведено гістограми, на яких показані значення межі міцності (σ_b) зварних з'єднань, що були отримані при випробуванні на розтяг для зразків різної товщини з використанням локальної термообробки (ЛТО) і без неї. Показано, що застосування ЛТО сприяє підвищенню межі міцності зразків товщиною 3 та 10 мм у порівнянні зі зразками, які одержані без її використання. Крім того, значення цього показника для зварних з'єднань різної товщини, які одержані з застосуванням цього технологічного прийому, достатньо рівномірні. Проведений порівняльний аналіз результатів випробувань на розтяг з результатами досліджень мікротвердості, який показав, що руйнування зразків проходило по зоні зниження механічних властивостей. Вивчено характер ламів різних частин зварного з'єднання, який підтвердив, що руйнування відбувається в зоні крихкої частини зразка. Відомо, що механічні властивості зварного з'єднання тісно пов'язані з його структурним станом. В процесі локальної термічної обробки в структурі з'являється додаткова β_0 (B2) фаза, яка сприяє збільшенню пластичності матеріалу зварного шва. Бібліогр. 14, табл. 2, рис. 9.

Ключові слова: інтерметалідний сплав системи TiAl, електронно-променеве зварювання, локальна термообробка, механічні випробування на розтяг, межа міцності, структурний стан, мікротвердість

З інтерметалідів виготовляється широкий асортимент виробів для літаків. При виготовленні ряду вузлів турбін високого і низького тиску доцільно застосовувати зварювання [1].

Однією з найважливіших проблем сучасного металознавства є підвищення рівня механічних властивостей титанових сплавів, а також зварних з'єднань та вузлів, які в даний час широко застосовують для виготовлення деталей газотурбінного двигуна (ГТД).

Таким чином, оптимізація властивостей та розробка технологій зварювання конструкційного інтерметаліду системи титан-алюміній з метою подальшого використання є вельми актуальною.

Один з найбільш придатних способів отримання якісного з'єднання інтерметаліду є електронно-променеве зварювання (ЕПЗ), яке дозволяє зварювати вироби різних геометричних форм, виконувати шви різної протяжності, а також перервані шви. В порівнянні з іншими видами зварювання плавленням електронно-променеве також має переваги: по-перше, оскільки воно проводиться у високому вакуумі, то повністю за-

безпечує захист такого активного матеріалу, яким є титан; по-друге, при ЕПЗ формується вузький шов і дуже незначна зона термічного впливу, що, в свою чергу, повинно призводити до мінімальних деформацій зварювального з'єднання [2, 3].

При отриманні зварних з'єднань інтерметалідів системи TiAl методом ЕПЗ істотним їх дефектом є холодні тріщини, які виникають при температурах нижче 700 °С, коли матеріал переходить з в'язкого в крихкий стан [4, 5]. Низька пластичність зварного з'єднання в стані після зварювання, в свою чергу, визначається несприятливою структурою зварного з'єднання і, при наростанні зварювальних напружень в процесі охолодження, призводить к появі холодних тріщин [6–8].

З метою боротьби з тріщинами необхідно забезпечити уповільнену швидкість охолодження [9]. При цьому знижується температурний градієнт і, відповідно, рівень напруженого стану, що є важливим фактором в боротьбі з утворенням тріщин. В той же час поліпшується пластичність зварного з'єднання в результаті сприятливих структурних перетворень.

Найважливішим завданням підвищення надійності авіаційних і газотурбінних двигунів є запобігання небезпеки руйнування найбільш відповідальних конструктивних елементів. Жорсткість вимог до працездатності зварних конструкцій відповідального призначення, виготовлених на основі титанових сплавів, може бути задоволено високою якістю зварних з'єднань. Актуальним напрямком дослідження є підвищення механічних властивостей зварного з'єднання до рівня не нижче властивостей вихідного матеріалу шляхом запобігання утворення макро- та мікротріщин, пористості в зварному шві і біляшовної зони.

Електронно-променеве зварювання з наступною локальною термічною обробкою. Експерименти по ЕПЗ і дослідження зварних з'єднань інтерметалідного сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr (at. %) проводили на зразках товщиною 3 та 10 мм. Товщина зразків для відпрацювання режимів зварювання вибиралася виходячи з того, що товщини $\delta = 3$ мм можуть бути використані в зварних вузлах ГТД високого і низького тиску, а вибір 10 мм обґрунтований тим, що такі товщини використовують для лопаток компресорів авіаційних двигунів.

Зразки зварювалися з попереднім підігрівом на наступному режимі: $T_{\text{поп.підігріву}} = 450^\circ\text{C}$; $U_{\text{приск}} = 60$ кВ; $V_{\text{зв}} = 7$ мм/с; $P = 5 \cdot 10^{-3}$; $I_{\text{п}} = 35$ мА (для товщини $\delta = 3$ мм) і $I_{\text{п}} = 90$ мА (для товщини $\delta = 10$ мм). Отримані зразки мали поперечні тріщини, які проходили через зварний шов.

Розрахунковими методами були визначені теплові умови, що призводять до утворення холодних тріщин. Проведені дослідження напруженого стану зварних з'єднань, а також процесів структуроутворення, які відбуваються при ЕПЗ. В результаті узагальнення цих досліджень було показано, що крім попереднього підігріву відразу після проведення зварювання необхідно проводити локальну термообробку (ЛТО). Для цього найбільш раціональним є використання можливостей електронного променя. Місцева локальна термообробка шляхом сканування променя вздовж шва одразу після закінчення зварювання дозволить знизити швидкість наростання тимчасових напруг при зварюванні і рівень залишкових зварювальних напруг, що дасть можливість зменшити вірогідність появи тріщин.

Розроблена технологія ЕПЗ інтерметаліду Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr (at.%) з наступною ЛТО, яка відбувається відразу після закінчення процесу зварювання, забезпечуючи швидкість охолодження зварного з'єднання в діапазоні $0,7 \dots 0,9^\circ\text{C}/\text{с}$. При цьому електронний промінь розфокусується від 2 мм при зварюванні діаметром до 15 мм при термообробці, а зварювальний струм змен-

шується на 1/3, що дозволяє підтримувати рівень температури зварного з'єднання 1000°C продовж 5 хв. Застосування запропонованого способу ЛТО дозволило знизити рівень залишкових зварювальних напружень і, за рахунок цього, уникнути утворення тріщин в шві на матеріалі товщиною 10 мм [10].

Для пластин товщиною 3 мм були запропоновані режими контрольованого охолодження, що дозволяють компенсувати надлишкову поверхневу тепловіддачу. При застосуванні цієї технології рекомендовано проводити термообробку розфокусованим і розгорнутим електронним пучком з поступовим зниженням його потужності, а саме, безпосередньо після закінчення зварювання електронну гармату потрібно виводити на середину зварного шва і за допомогою спеціальної комп'ютерної програми розгортати промінь до необхідної конфігурації в одну та другу сторону від середини шва до його кінця. При цьому частота сканування електронного променя становить 100 Гц, а зварювальний струм знижується на 1/3. Загальний час зазначеної термообробки становить 10 хв. Температура зварного з'єднання 1000°C підтримується протягом 5 хв. Потім завдяки повільному (~ 5 хв) зменшенню струму по спеціальній програмі зварне з'єднання охолоджується до температури 500°C [11].

Використання локальної термообробки дозволило знизити зварювальні залишкові напруги майже на 30 % – з 225 до 160 МПа. Це дало можливість уникнути появу холодних тріщин і отримати бездефектні з'єднання.



Рис. 1. Зовнішній вигляд зразка інтерметаліду, який виготовлений для механічних випробувань: а – товщина 3; б – 10 мм

Дослідження механічних властивостей зварних з’єднань. Для оцінки міцності зварних з’єднань були проведені випробування на статичний розтяг. Випробування проводилися по ГОСТ 1497-84 на розривній машині ZD-4.

Для випробувань були підготовлені зразки МІ-12.

На рис. 1 показано зовнішній вигляд зразків, виготовлених для випробування на розтяг.

Руйнування зразків відбувалося по основному матеріалу.

На рис. 2 представлено зразки інтерметаліду циліндричної форми після випробування на розтяг.

На рис. 3 наведена типова діаграма розтягування зварного з’єднання інтерметаліду товщиною 3

та 10 мм, які були отримані ЕПЗ зварюванням з ЛТО.

Результати механічних випробувань зварних з’єднань зразків, отриманих при випробуваннях на розтяг, наведено в табл. 1.

Для порівняння були проведені механічні випробування зварних з’єднань зразків, які одержані ЕПЗ без застосування ЛТО. У табл. 2 наведено результати випробувань.

На рис. 4 наведена типова діаграма розтягування зварного з’єднання інтерметаліду товщиною 3 мм, яке отримано ЕПЗ без застосування ЛТО.

На рис. 5 наведено гістограми, на яких показані значення межі міцності (σ_b) зварних з’єднань, які отримані при випробуванні на розтяг для зразків різної товщини з використанням ЛТО і без неї.

Як видно з гістограм, значення межі міцності у зразків товщиною 3 та 10 мм, які зварені з використанням післязварювальної локальної термообробки, значно вище ніж для зразків, які одержані без використання ЛТО і достатньо рівномірне для зразків різних товщин.

Таблиця 1. Межа міцності зварних з’єднань

Номер зразка	Товщина δ , мм	Значення σ_b , МПа	Місце руйнування
1	3	310,9	ОМ
2	3	319,1	-"
3	10	343,8	-"
4	10	337,4	-"
5	10	346,6	-"
Середнє значення: $\delta = 3$ мм		315,0	
$\delta = 10$ мм		342,6	

Таблиця 2. Межа міцності зварних з’єднань інтерметаліду, отриманого методом ЕПЗ без ЛТО

Номер зразка	Товщина δ , мм	Значення σ_b , МПа	Місце руйнування
1	3	197,8	ОМ
2	3	152,1	-"
3	3	175,5	-"
Середнє значення:		175,13	

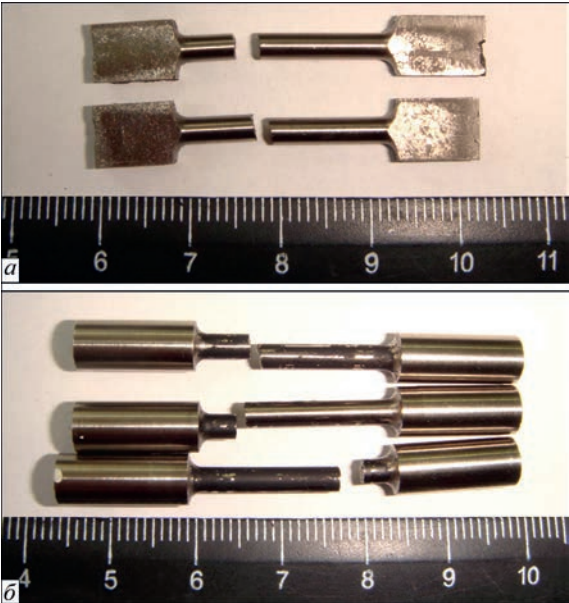


Рис. 2. Зразки інтерметаліду після випробування на розтяг: а – товщина 3 мм; б – 10

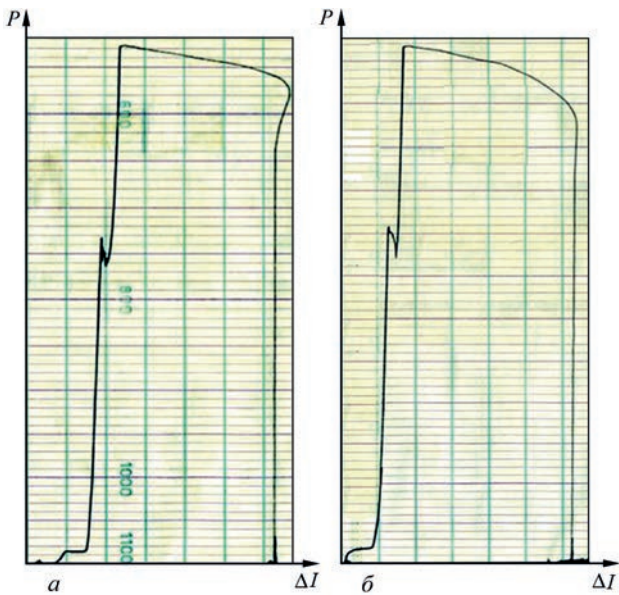


Рис. 3. Діаграма випробувань зварних з’єднань на розтяг: а – товщина 3 мм; б – 10

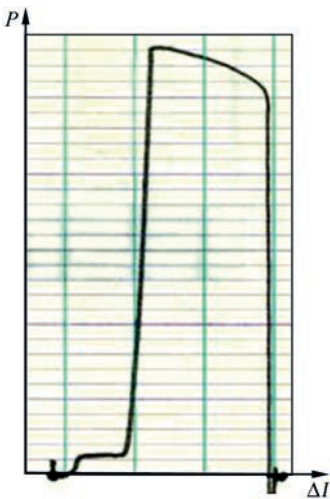


Рис. 4. Діаграма випробувань зварного з’єднання на розтяг товщиною 3 мм, яке отримане методом ЕПЗ без ЛТО

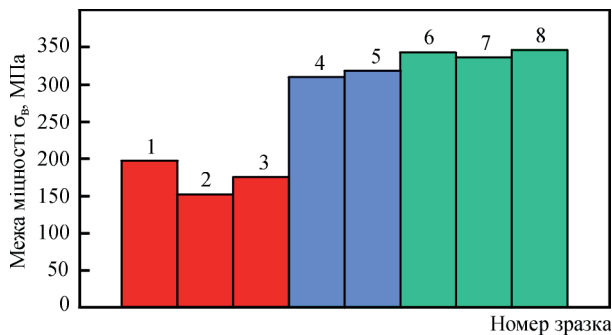


Рис. 5. Значення межі міцності зварних з’єднань інтерметаліду, які отримані при випробуванні на розтяг: 1–3 – отримані ЕПЗ без ЛТО ($\delta = 3$ мм); 4, 5 – отримані ЕПЗ з наступною ЛТО ($\delta = 3$ мм); 6–8 – отримані ЕПЗ з наступною ЛТО ($\delta = 10$ мм)

Вимірювання мікротвердості зварних з’єднань показали, що в зоні основного металу відбувається зниження мікротвердості до 3570 МПа в порівнянні зі зварним швом, що має мікротвердість порядку 5430 та ЗТВ, яка має мікротвердість 4810 МПа.

Таким чином, результати вимірів мікротвердості зварних зразків корелюються з результатами міцності зварного з’єднання після руйнування всіх зразків – руйнування зразків відбувалося приблизно по зоні зниження механічних властивостей.

Досліджений характер ламів різних частин зварного з’єднання. На рис. 6 показана фрактограма поверхні зламу зварного з’єднання на ділянці

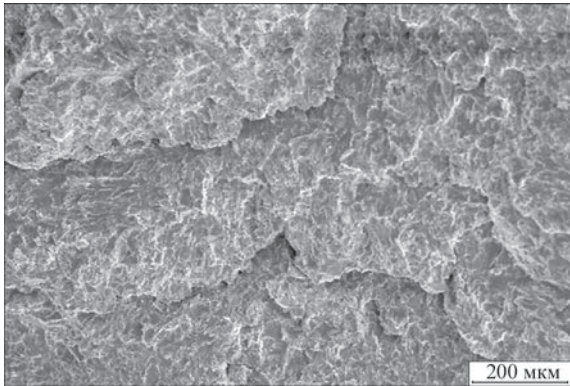


Рис. 6. Фрактограма поверхні зламу вихідного металу інтерметаліду титану системи TiAl із застосуванням ЛТО

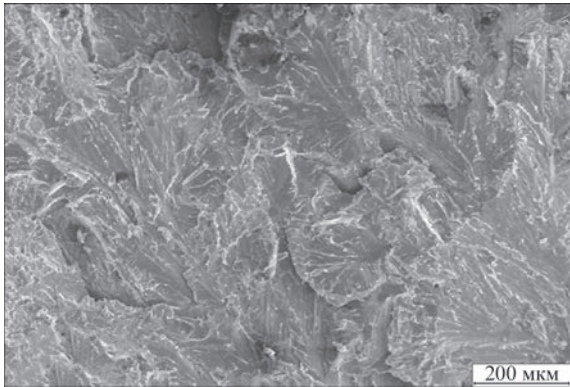


Рис. 7. Фрактограма поверхні зламу зварного з’єднання інтерметаліду титану системи TiAl, ділянка металу шва ($\times 200$)

основного матеріалу. Видно, що на ділянках основного матеріалу спостерігається ступеневе руйнування. Сходинки просуються в одному напрямку паралельно один одному. Такий тип зламу характерний для крихкого руйнування.

Злами зварних з’єднань алюмініду титану, які були зварені із застосуванням після зварювальної ЛТО, мають змішаний характер руйнування (з $\sim 30\%$ в’язкої складової).

Фактографічні дослідження (рис. 7) підтвердили, що руйнування відбувається в зоні крихкої частини зразка.

Аналіз даних, які отримані при випробуванні, показав, що для зразків, які зварювалися з наступною ЛТО, характерні найбільш високі значення межі міцності.

Руйнування не по зварному з’єднанню завжди трактується як ознака високої якості зварювання [12–14].

Оскільки механічні властивості зварного з’єднання тісно пов’язані з його структурним станом, то необхідно провести порівняльний аналіз металографічних досліджень з механічними характеристиками. Зварний шов, отриманий ЕПЗ без подальшої термообробки, має двокомпонентну

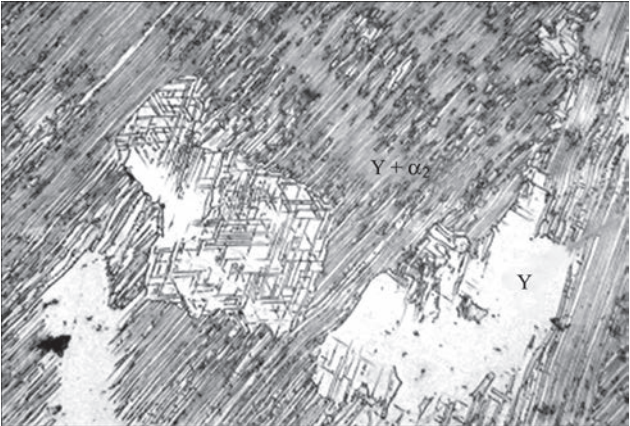


Рис. 8. Мікроструктура ($\times 500$) зварного шва, виконаного без ЛТО

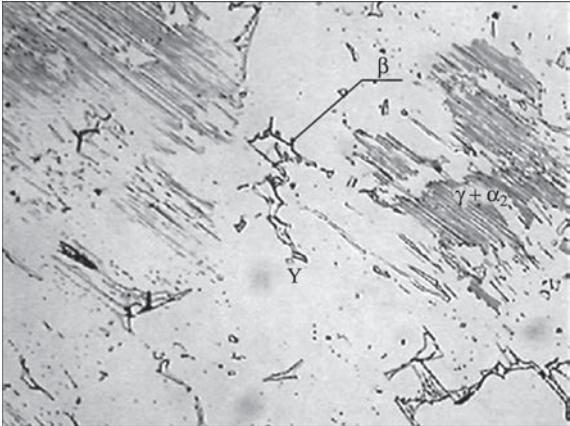


Рис. 9. Мікроструктура ($\times 500$) ділянки основного металу зварного з’єднання алюмініду титану, яке виконане ЕПЗ з подальшою ЛТО

структуру, що складається з γ та α_2 -фаз (рис. 8), а застосування ЛТО сприяє зниженню швидкості охолодження зварного шва, і при цьому відбувається утворення β -фази (рис. 9), що відповідає за підвищення пластичності і міцності зварного з'єднання.

Така структурна відмінність зварних з'єднань, які одержані з наступною післязварювальною термообробкою, позитивно впливає на рівень міцності при механічних випробуваннях, а саме, дозволяє збільшити межу міцності зварного з'єднання за середніми значеннями приблизно в 1,8 рази – з 175 до 315 МПа.

Таким чином, ЛТО зварного з'єднання дозволяє значно підвищити його якість.

Висновки

1. Механічні випробування зварних з'єднань на розтягнення показали, що руйнування зразків відбувається по основному матеріалу, це свідчить про високу якість зварювання.

2. Порівняльний аналіз рівня міцності зварних з'єднань з результатами вимірів мікротвердості, а також з результатами фрактографічних досліджень показав, що руйнування зразків відбувалося по зоні зниження механічних властивостей.

3. При застосуванні ЛТО зварних з'єднань при охолодженні від температури 1000 °C відбувається фазова трансформація, при якій в структурі з'являються додаткова β_0 (B2) фаза, що розташовується по межах колоній і сприяє збільшенню пластичності матеріалу.

4. Застосування ЛТО збільшує рівень межі міцності зварного з'єднання приблизно в 1,8 рази.

Список літератури

1. Appel F., Paul, J.D.H., Oering, M. (2011) *Gamma Titanium Aluminide Alloys*. Science and Technology, WILEY-VCH, Weinheim.
2. Кучук-Яценко С.И., Зяхор И.В., Чернобай С.В. др. (2015) Структура соединений алюминидов титана γ -TiAl при контактной стыковой сварке сопротивлением с использованием промежуточных прослоек. *Автоматическая сварка*, **9**, 7–14.
3. Patterson, R.A. (1990) Titaniumaluminide: electron beam weldability. *Welding J.*, **1**, 39–44.
4. Pflumma, R., Donchev, A., Mayer, S. et al. (2014) High-temperature oxidation behavior of multi-phase Mo-containing γ -TiAl-based alloys. *Intermetallics*, **53**, 45–55.
5. Куликовский Р.А., Пахолка С.Н., Павленко Д.В. (2015) Перспективы промышленного применения алюминидов титана в авиадвигателестроении. Строительство, материаловедение, машиностроение. *Стародубовские чтения*, **80**, 369–372.
6. Xu, Q., Chaturvedi, MC, Richards, NL. (1999) The role of phase transformation in electron-beam welding of TiAl-based alloys. *Metallurgical and Materials Transactions, A*, **30A**, 1717–1726.
7. Liu, J., Dahmen, M., Ventzke, V. et al. (2013) The effect of heat treatment on crack control and grain refinement in laser beam welded beta-solidifying TiAl-based alloy. *Intermetallics*, **40**, 65–70.
8. Замков В.Н., Сабокарь И.К., Вржижевский Э.Л. и др. (2005) *Электронно-лучевая сварка γ -алюминидов титана*. Сборник трудов Междунар. конф. «Ti-2005 в СНГ». Киев, Наукова думка, сс. 157–164.

9. Chen, G.Q., Zhang, B.G., Liu, W., Feng, J.C. (2011) Crack formation and control upon the electron beam welding of TiAl-based alloys. *Intermetallics*, **19**, 1857–1863.
10. Лобанов Л.М., Аснис Е.А., Пискун Н.В. и др. (2019) Исследование напряженно-деформированного состояния сварных соединений интерметаллидов системы TiAl. *Автоматическая сварка*, **11**, 11–15.
11. Velikoivanenko E.A., Milenin A.S., Rozynka G.F. et al. (2019) Forecasting of inclination of welded joints of titan γ -aluminide based alloy towards cold cracking under electron beam welding. *Технологические системы*, **3**, 59–66.
12. Пухальская Г.В., Марков И.Б. (2016) Определение механических свойств в различных зонах сварных соединений из титанового сплава BT3-1. *Вестник двигателестроения*, **1**, 89–91.
13. Медведев А.Ю., Павлини С.П. (2012) Испытания на растяжение сварных соединений титановых сплавов, выполненных линейной сваркой трением. *Вестник УГАТУ*, **16**, **7**, 52, 68–71.
14. Ночовная Н.А., Панин П.В. (2014) Анализ остаточных макронапряжений в сварных соединениях титановых сплавов различных классов. *Труды ВИАМ*, **5**, 2.

References

1. Appel, F., Paul, J.D.H., Oering, M. (2011) Gamma titanium aluminide alloys. *Sci. and Technol.*, WILEY-VCH, Weinheim.
2. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Zyakhov, I.V., Chernobaj, S.V. et al. (2015) Structure of β -TiAl joints in resistance butt welding with application of interlayers. *The Paton Welding J.*, **9**, 5-12.
3. Patterson, R.A. (1990) Titanium aluminide: electron beam weldability. *Welding J.*, **1**, 39–44.
4. Pflumma, R., Donchev, A., Mayer, S. et al. (2014) High-temperature oxidation behavior of multi-phase Mo-containing γ -TiAl-based alloys. *Intermetallics*, **53**, 45–55.
5. Kulikovskiy, R.A., Pakholka, S.N., Pavlenko, D.V. (2015) Prospects of industrial application of titanium aluminide in aircraft engine construction. *Stroitelstvo, Materialovedenie, Mashinostroyeniye. Starodubov Lectures*, **80**, 369–372 [in Russian].
6. Xu, Q., Chaturvedi, MC, Richards, NL. (1999) The role of phase transformation in electron-beam welding of TiAl-based alloys. *Metallurg. and Mater. Transact., A*, **30A**, 1717–1726.
7. Liu, J., Dahmen, M., Ventzke, V. et al. (2013) The effect of heat treatment on crack control and grain refinement in laser beam welded beta-solidifying TiAl-based alloy. *Intermetallics*, **40**, 65–70.
8. Zamkov, V.N., Sabokar, I.K., Vrzhezhevsky, E.L. et al. (2005) *Electron beam welding of γ -titanium aluminide*. In: Proc. of Int. Conf. on Ti-2005 in CIS. Kiev, Naukova Dumka, 157–164.
9. Chen, G.Q., Zhang, B.G., Liu, W., Feng, J.C. (2011) Crack formation and control upon the electron beam welding of TiAl-based alloys. *Intermetallics*, **19**, 1857–1863.
10. Lobanov, L.M., Asnis, E.A., Piskun, N.V. et al. (2019) Investigation of stress-strain state of welded joints of the system TiAl intermetallics. *The Paton Welding J.*, **11**, 8-11.
11. Velikoivanenko, E.A., Milenin, A.S., Rozynka, G.F. et al. (2019) Prediction of cold cracking susceptibility of welded joints of γ -titanium aluminide based alloy in electron beam welding. *Tekhnologicheskie Sistemy*, **3**, 59–66.
12. Pukhalskaya, G.V., Markov, I.B. (2016) Determination of mechanical properties in different zones of welded joints of titanium alloy VT3-1. *Vestnik Dvigatelistroyeniya*, **1**, 89–91 [in Russian].
13. Medvedev, A.Yu., Pavlini, S.P. (2012) Tensile tests of welded joints of titanium alloys performed by linear friction welding. *Vestnik UGATY*, **16**, **7**, 52, 68-71 [in Russian].
14. Nochovnaya, N.A., Panin, P.V. (2014) Analysis of residual macrostresses in welded joints of titanium alloys of different classes. *Trudy VIAM*, **5**, 2 [in Russian].

INFLUENCE OF LOCAL HEAT TREATMENT ON MECHANICAL CHARACTERISTICS OF WELDED JOINTS OF INTERMETALLIC TIAL SYSTEM OBTAINED BY ELECTRON BEAM WELDING

L.M. Lobanov, E.A. Asnis, N.V. Piskun, E.L. Vrzhyzhevskiy, L.M. Radchenko

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

Welded joints of intermetallic β -stabilized alloy of TiAl system – Ti-44Al-5Nb-3Cr-1.5Zr (at. %) were investigated. Intermetallic blanks of 3 and 10 mm thickness were welded by electron beam welding. In order to prevent the occurrence of cold cracks in the welded joints of titanium aluminide samples of different thickness, the following post-welding local heat treatment using an electron beam was performed. This method of processing is one of the most attractive for improving the structure of the ingot and reducing the level of residual welding stresses, which, in its turn, significantly increases the mechanical properties of the alloy. Static tensile tests were performed to assess the strength of welded joints. The samples failed in the base material. The paper presents histograms showing the values of tensile strength (σ_t) of welded joints obtained during tensile test for samples of different thickness with and without LHT application. It is shown that the use of local heat treatment increases the tensile strength of samples of 3 and 10 mm thickness by 1.8 times, compared with samples produced without LHT. In addition, the values of this characteristic for welded joints of different thicknesses, which are obtained using this technique, are quite uniform. Comparative analysis of the results of tensile tests and the results of microhardness studies was performed, which showed that destruction of the samples took place in the zone of lowering of mechanical properties. The nature of fractures of different parts of the welded joint was studied, which confirmed that fracture occurs in the zone of brittle part of the sample. It is known that mechanical properties of the welded joint are closely related to its structural state. During local heat treatment, an additional β_0 (B2) phase appears in the structure, which increases the ductility of the weld material. 14 Ref., 2 Tabl, 9 Fig.

Keywords: intermetallic alloy of TiAl system, electron beam welding, local heat treatment, mechanical tensile tests, tensile strength, structural state, microhardness

Надійшла до редакції
29.07.2020

ВЕДУЩАЯ ВЫСТАВКА В МИРЕ
СВАРКА • РЕЗКА • ОБРАБОТКА

LET'S JOIN
THE WORLD!

13.–17. сентября 2021

РЕГИСТРИРУЙТЕСЬ
СЕЙЧАС!

SCHWEISSEN
& SCHNEIDEN
No. 1
IN THE WORLD

MESSE
ESSEN

www.schweissen-schneiden.com

DVS GERMAN WELDING
SOCIETY

MESSE
ESSEN

ЗАЛИШКОВІ НАПРУЖЕННЯ В З'ЄДНАННЯХ ТОНКОЛИСТОВОЇ ОЦИНКОВАНОЇ СТАЛІ ПІСЛЯ ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ ТА ПЛАЗМОВОГО ПАЯННЯ

С.В. Максимова¹, І.В. Зволінський¹, В.В. Юрків¹, С.М. Мінаков², В.В. Лисак²

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

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

При виготовленні тонкостінних конструкцій шляхом зварювання в них з'являються залишкові напруження, які негативно впливають на геометричні параметри і якість отриманих виробів. В роботі представлено результати з оцінки залишкових напружень на зразках-імітаторах з оцинкованої сталі 08пс після МАГ зварювання, плазмового паяння з застосуванням незмінного і модульованого струму. Зниженню залишкових напружень, уникненню розбризкування припою сприяє зменшення тепловкладення при отриманні нероз'ємних з'єднань. Одним з шляхів, що сприяє цьому, є застосування плазмового паяння, яке забезпечує можливість встановлення величини струму незалежно від швидкості подачі присадного матеріалу. Визначення величини залишкових напружень в з'єднаннях проводили магнітопружним методом. В роботі показано, що при плазмовому паянні незмінним струмом розміри зони пластичних деформацій значно менші, ніж при МАГ зварюванні, що пов'язано зі зменшенням кількості введеної в метал теплової енергії. Плазмове паяння незмінним струмом дозволяє зменшити залишкові напруження зі 149, що отримано при зварюванні, до 119 МПа. Подальше зниження залишкових напружень (до 85 МПа) при плазмовому паянні з'єднань з оцинкованої сталі 08пс можливе завдяки застосуванню модульованого струму. Бібліогр. 18, рис. 5.

Ключові слова: МАГ зварювання, плазмове паяння, модульований струм, залишкові напруження, усадкове зусилля, пластична деформація, пружна деформація, погонна енергія, оцинкована сталь, магнітопружний метод

При виготовленні тонкостінних конструкцій, наприклад, кузовів автомобілів, з застосуванням зварювання в них з'являються залишкові напруження, які негативно впливають на геометричні параметри і якість отриманих виробів. Залишкові напруження виникають завжди, причому їх величина в області швів досягає значень, рівних межі плинності. Порухування геометричних параметрів призводить до спотворення форми окремих деталей і потребує застосування трудомістких операцій з припасування в місцях сполучень. Окрім того, спотворення форми елементів конструкції може привести до неприпустимих порушень при експлуатації та викликати перенапруження в окремих перетинах елементів конструкцій. Тому при проектуванні таких конструкцій необхідно вжити заходи щодо запобігання утворенню або зменшенню величини залишкових напружень, що може бути досягнуто відповідним способом зварювання або шляхом застосування альтернативних видів з'єднання [1–3].

Ефективними методами зниження негативно впливу залишкових зварювальних напружень і деформацій в нероз'ємних з'єднаннях є відвід тепла з застосуванням тепловідвідних паст; зменшення тепловкладення в зварювану конструкцію. Для цього використовують висококонцентровані джерела нагріву (електронно-променеве, плазмове, імпульсно-дугове), а також режими зварювання з ма-

лою погонною енергією і високою швидкістю руху джерела тепла (голим електродом по шару флюсу та інші.). За щільністю енергії плазмове джерело тепла знаходиться в проміжному положенні між електродуговими і променевими (електронно-променевим і лазерним) джерелами тепла. Воно дозволяє отримати більш високу щільність теплового потоку на оброблюваному виробі в порівнянні з дуговими джерелами, хоча і поступається променевим за концентрацією енергії, але є значно дешевим і доступнішим за технічним втіленням [4, 5].

При виробництві кузовів автомобілів широко використовують оцинковану сталь. У ряді випадків отримання нероз'ємних з'єднань з даного матеріалу викликає значні труднощі. Цинк починає плавитись при температурі 419,58 °С, а при 907 °С він випаровується. При МАГ зварюванні, коли температура крайок основного матеріалу перевищує температуру кипіння цинку, цинкове покриття вигорає з обох сторін. Для забезпечення корозійної стійкості зруйнований шар цинку необхідно відновлювати, що призводить до додаткових витрат. Попадання цинку в рідкий метал зварювальної ванни призводить до утворення пористості, тріщин, розбризкування, неповного проплавлення і нестабільного горіння дуги (рис. 1) [6–8].

Плазмове паяння є перспективним методом з'єднання оцинкованої сталі. Переваги плазмово-

Максимова С.В. – <https://orsid.org/0000-0003-0158-5760>, Зволінський І.В. – <https://orsid.org/0000-0003-1442-7980>, Юрків В.В. – <https://orsid.org/0000-0001-8440-0391>, Мінаков С.Н. – <https://orsid.org/0000-0001-8607-4120>, Лисак В.В. – <https://orsid.org/0000-0002-6565-2793>

© С.В. Максимова, І.В. Зволінський, В.В. Юрків, С.М. Мінаков, В.В. Лисак, 2020



Рис. 1. Макроструктура напускного з'єднання оцинкованої сталі, отриманого шляхом MAG зварювання

го паяння полягають в можливості встановлювати струм незалежно від швидкості подачі присадного матеріалу, що дозволяє зменшити залишкові напруження шляхом зменшення величини струму і отримувати якісні з'єднання зі збереженням цілісності цинкового покриття. Для визначення залишкових напружень застосовують різні методи [5, 9].

Метою даної роботи є визначення величини залишкових напружень, що з'являються в нероз'ємних з'єднаннях оцинкованої сталі 08пс при MAG зварюванні, плазмовому паянні незмінним і модульованим струмом та їх залежність від тепловкладення.

Важливим фактором, що впливає на залишкові напруження і враховує тепловий вплив на одиницю довжини, є погонна енергія q_n [10]. Погонною енергією називається відношення потужності дуги q до швидкості зварювання або паяння:

$$q_n = \frac{q}{V} = \frac{IU_d \eta_n}{V}, \quad (1)$$

де q – потужність дуги, Дж/с; V – швидкість паяння та зварювання, см/с; I – струм паяння та зварювання, А; U_d – напруга дуги, В; η_n – ефективний ККД дуги.

Емпіричним шляхом визначено, що при MAG зварюванні оцинкованої сталі погонна енергія становить 380 Дж/см. Застосування плазмового паяння постійним незмінним струмом дозволило зменшити погонну енергію до 324 Дж/см. Подальше зниження погонної енергії до 273 Дж/см досягається за рахунок використання плазмового паяння модульованим струмом.

Вимірювання залишкових напружень проводили магнітопружним методом з використанням приладу MESTR-411 на зразках-свідках розміром 300×200×0,7 мм.

Градуювання приладу виконували при одноосьовому розтягуванні. Для градуювання використовували плоский зразок, виготовлений з оцинкованої сталі 08пс. Розміри зразка склали 500×50×0,7 мм. Напрямок прокату – уздовж довгої сторони. Зразок закріплювали в затискачах розривної машини Р-10. На зразок встановлювали електромагнітний перетворювач, зорієнтований вздовж напрямку прикладеного навантаження. Зразок на-

вантажували до появи в ньому напружень на рівні 80 % від межі плинності, оскільки подальше навантаження зразка може викликати в ньому пластичні деформації. Діючі напруження визначали як відношення зусилля навантаження до площі поперечного перерізу зразка. В процесі навантаження при кожному збільшенні напружень на 0,1 від межі плинності, фіксували показання приладу.

За результатами градуювання визначали градувальний коефіцієнт T як середнє прирощення напружень на одиницю показань приладу за співвідношенням

$$T = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \frac{\Delta \sigma_i}{\Delta A_i}, \quad (2)$$

де ΔA_i – приріст показань приладу, відповідне збільшенню показань напружень $\Delta \sigma_i$; N – число вимірювань при навантаженні.

При використанні будь-яких фізичних методів вимірювання механічних напружень на отримані результати впливає деформування зерен металу в напрямку прокату листа – текстура. Для того, щоб відсторонитися від впливу текстури, необхідно визначити початкове показання приладу для даного типу конструкцій з даної марки сталі.

При визначенні початкового показання приладу електромагнітний перетворювач встановлювали на поверхні листів оцинкованої сталі і орієнтували уздовж прокату. Повертаючи перетворювач навколо власної поздовжньої осі за і проти годинникової стрілки в секторі орієнтовно 30° визначали найбільше показання приладу A_0 . Вимірювання повторювали в 10-15 точках і визначали середнє значення. Це значення є початковим показанням приладу для даного типу конструкцій з даної марки сталі [11, 12].

Для проведення вимірювання залишкових напружень на зварних і паяних зразках електромагнітний перетворювач встановлювали на поверхні зразка вздовж зварного і паяного швів. Вимірювання проводили в середньому перерізі зварного і паяного швів з кроком 5 мм в обидві сторони від шва на зразках-свідках розміром 300×200×0,7 мм в поперечному перерізі на лицьовій і зворотній сторонах з подальшим усередненням отриманих значень (рис. 2).

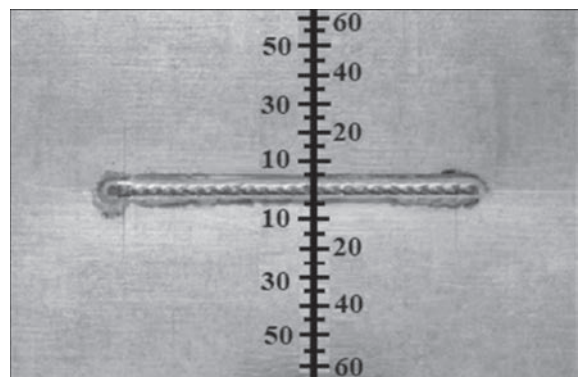


Рис. 2. Зразок оцинкованої сталі з паяним швом

Діючі механічні напруження визначали за співвідношенням

$$\sigma = T(A - A_0), \quad (3)$$

де T – градувальний коефіцієнт; A_0 – початкове показання приладу.

Результати вимірювань залишкових напружень на зразках, що виконані зварюванням плавким електродом (MAG зварювання) і плазмовим паянням представлено на рис. 3.

Як видно з рисунку, характер розподілу залишкових напружень в зварних і паяних зразках ідентичний і відповідає класичному [13, 14]. Так, на зварному зразку в зоні шва мають місце напруження розтягу, максимальна величина яких досягає 149 МПа на осі шва (рис. 3).

Величина залишкових напружень на осі шва трохи менша межі плинності основного металу (175 МПа). З віддаленням від осі шва величина залишкових напружень розтягу плавно знижується. На відстані 10...12 мм від осі з'єднання напруження розтягу стають рівними нулю, потім змінюють знак і переходять в напруження стиску. Напруження стиску спочатку збільшуються, потім зменшуються і вирівнюються.

Аналогічно розподіляються залишкові напруження і в паяних зразках (рис. 3). У даному випадку величина максимальних напружень розтягу на осі з'єднання зменшується до 119 МПа.

Наявність залишкових напружень в з'єднаннях може розглядатися як дія усадкового зусилля [13, 15, 16], що викликає спотворення форми (деформацію) зварного і паяного зразків.

Величина такого усадкового зусилля визначається виразом (4) [13, 15]

$$P_{yc} = (|\sigma_p| + |\sigma_{ст.}|) b_n \delta, \quad (4)$$

де σ_p – величина активних залишкових напружень розтягу, МПа; $\sigma_{ст.}$ – величина реактивних залишкових напружень стиску, МПа; b_n – ширина зони пластичних деформацій, м; δ – товщина зварного та паяного зразків, м.

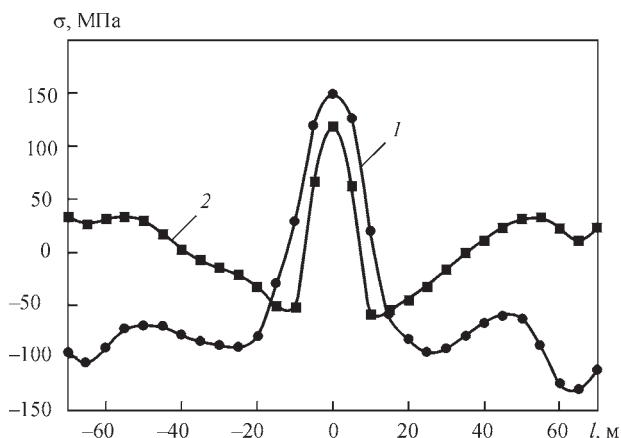


Рис. 3. Розподіл залишкових поздовжніх напружень в середньому перетині паяного зразка в порівнянні зі зварним зразком: 1 – MAG зварювання; 2 – плазмові паяння незмінним струмом

Дійсно, для тонколистових конструкцій, жорсткість яких невелика, наявність такого усадкового зусилля, а, отже, і залишкових напружень, є важливим фактором як з огляду експлуатаційних характеристик конструкції, так і з огляду товарного вигляду.

У зв'язку з викладеним, проаналізуємо кількісні характеристики залишкових напружень в зварних і паяних зразках.

Як видно з результатів експериментів, максимальна величина залишкових активних напружень розтягу зварних і паяних зразків знаходиться на рівні 149 та 119 МПа відповідно. Такий результат експерименту може бути пояснений з позиції механізму утворення залишкових напружень при нерівномірному нагріванні середньої смуги моделі зварного та паяного зразків – пластини з прорізами для загального випадку, коли розміри нагрітої зони менші за розміри самої пластини, тобто $F_{сер.} < F_{кр.}$ (рис. 4) [15].

При нагріванні середньої смуги в ній виникають температурні деформації $\epsilon_t = \alpha T$.

Неможливість реалізації середньою смугою виникаючих температурних деформацій через зв'язки середньої смуги з ненагрітими крайніми зонами, викликає в середній смузі пружні деформації скорочення (напруження стиску).

За умовою рівноваги в крайніх смугах виникнуть пружні деформації (напруження) розтягу. При температурі T_1 пружні деформації скорочення середньої смуги досягають свого максимального значення, після чого в середній смузі починають розвиватися пластичні деформації скорочення – $\epsilon_{пл.сер.}$ (рис. 4.).

При подальшому нагріванні пружні деформації середньої смуги залишаються на рівні $-\epsilon_{пл.сер.}$, а починаючи з температури T_1 в середній смузі розвиваються пластичні деформації скорочення.

В інтервалі температур від 500 до 600 °C пружні деформації середньої зони зменшуються до 0. У цей час пластичні деформації середньої смуги різко збільшують темп свого наростання.

На етапі охолодження термдеформаційні процеси протікають з протилежними знаками. Разом з тим, як впливає з рис. 4, повної компенсації накопичених при нагріванні пластичних деформацій скорочення не відбувається. В результаті в пластині з прорізами має місце нерівномірний розподіл в поперечному перерізі пластини залишкових пластичних деформацій (в середній смузі вони є, а в крайніх немає), що і є причиною утворення в зварному та паяному з'єднаннях залишкових напружень.

При цьому, якщо метал нагрівався до температури вище 600 °C, величина залишкових напружень розтягу формується на рівні межі плинності. Залежно від співвідношення площ, де виникають залишкові активні напруження розтягу і реактивні напруження стиску, відповідно до умови рівноваги, в реактивній зоні формуються залишкові

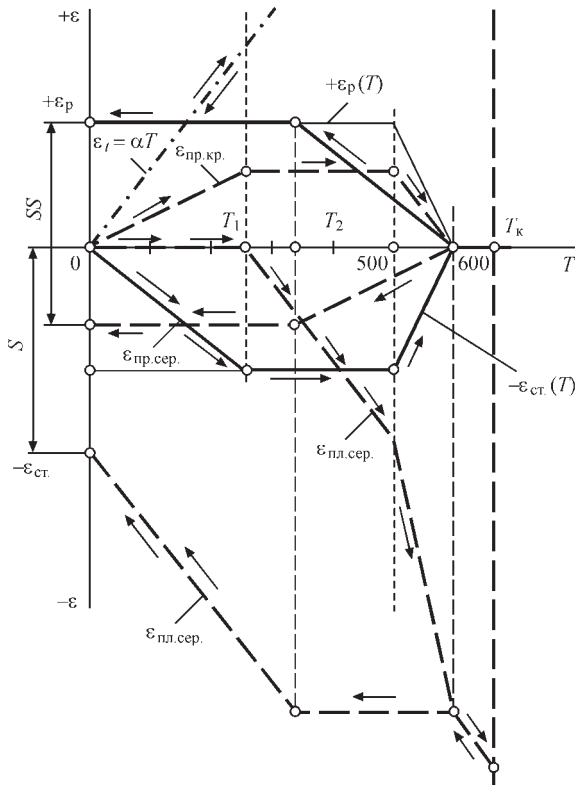


Рис. 4. Схема розвитку деформацій в сталевій пластині з прорізами при $F_{сер} < F_{кр}$ [15]

напруження стиску $-\sigma_{ст.} = \epsilon_{пр.} E$. Враховуючи, що технологія виконання паяних з'єднань передбачає обов'язкове розплавлення присадного металу, тобто нагрів вище 600°C , величина максимальних напружень розтягу на осі шва для зварних і паяних з'єднань теоретично повинна бути близькою, що підтверджено результатами експериментів (рис. 3). У зоні реактивних напружень стиску, відповідно до механізму їх утворення, формуються реактивні напруження стиску (в крайній зоні пластини). Їх величина визначається умовою рівноваги зусиль в зонах залишкових активних напружень розтягу і реактивних напружень стиску зварного та паяного з'єднань [14]:

$$\sigma_p b_n \delta = -\sigma_{ст.} (h - \delta_n) \delta, \quad (5)$$

$$\sigma_{ст.} = -\frac{\sigma_p b_n \delta}{(h - b_n) \delta}, \quad (6)$$

де h – ширина розглянутого з'єднання.

Як видно з рис. 3, величина залишкових напружень стиску в паяних з'єднаннях менша, ніж в зварних з'єднаннях. Зменшення величини залишкових реактивних напружень стиску, відповідно до виразу (6), можна пояснити зменшенням ширини зони пластичних деформацій.

Очевидно, що таке зменшення величини реактивних і активних напружень призведе до істотного зниження величини усадкового зусилля, а, отже, і до зменшення залишкових деформацій конструкції.

Вивчення точних розмірів ширини зони пластичних деформацій вимагає проведення спеціаль-

них досліджень із залученням специфічних методик досліджень. Тому в даній роботі обмежилися якісною оцінкою порівняння значень ширини зони пластичних деформацій в зварних і паяних зразках. У літературі викладені різні підходи визначення ширини зони пластичних деформацій [13, 17].

Аналізуючи розміри зони пластичних деформацій (рис. 3) із застосуванням методики [17] бачимо, що в паяних з'єднаннях ця зона не перевищує $30 \dots 35$ мм, в той час як ширина зони пластичних деформацій в зварних з'єднаннях сягає $50 \dots 60$ мм. Таке суттєве зменшення ширини зони пластичних деформацій в паяних з'єднаннях пояснюється, перш за все, меншою кількістю введеної в метал теплової енергії. Окрім того, при плазмовому паянні теплота в метал вводиться за допомогою висококонцентрованого джерела, що також сприяє зменшенню ширини нагрітих зон і призводить до зменшення ширини зони пластичних деформацій.

Істотним фактором зменшення тепловкладення в з'єднання при плазмовому паянні є також введення теплоти з використанням модульованого струму [18]. Підтвердженням цьому можуть бути результати вимірів залишкових напружень в паяних зразках, що виконані з застосуванням незмінного і модульованого струму (рис. 5).

Як видно з рис. 5, величина максимальних напружень, що розтягують на осі шва при використанні модульованого струму, зменшується до 85 МПа, в порівнянні з паянням на постійному незмінному струмі. Таке зменшення напружень розтягу в зразку пояснюється тим, що зразок паяли на режимі з модульованим струмом при максимальному значенні шпаруватості процесу, тобто при мінімальному значенні часу імпульсу ($\tau_i = 0,05$ с), який викликає істотне зменшення тепловкладення в основний метал. Таким чином, підтверджено положення про те, що введення теплоти у виріб з використанням модульованого струму забезпечує зниження залишкових напружень.

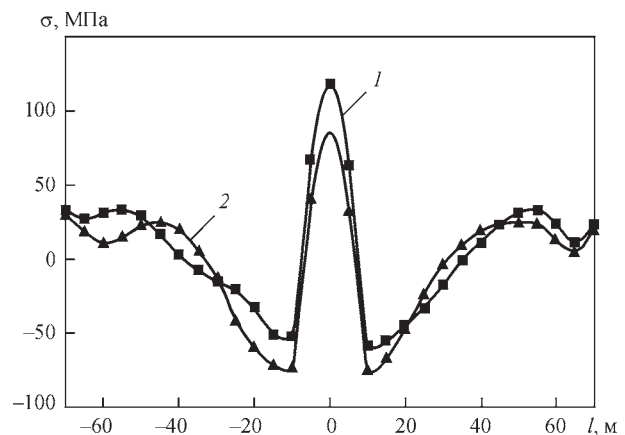


Рис. 5. Розподіл залишкових поздовжніх напружень в паяних зразках, що отримані з використанням плазмового нагріву із застосуванням постійного незмінного і модульованого струму: 1 – плазмове паяння незмінним струмом; 2 – плазмове паяння модульованим струмом

Висновки

1. В результаті проведених досліджень шляхом застосування магнітопружного методу встановлено, що при MAG зварюванні оцинкованої сталі виникають залишкові напруження, величина яких становить 149 МПа при погонній енергії 380 Дж/см.

Застосування плазмового паяння незмінним струмом дозволяє зменшити погонну енергію до 324 Дж/см і залишкові напруження до 119 МПа.

Подальше зменшення погонної енергії до 273 Дж/см і, як, наслідок зменшення залишкових напружень до 85 МПа, забезпечує використання модульованого струму при плазмовому паянні оцинкованої сталі 08пс.

Список літератури/References

1. Козлов С.В., Кириллов Ю.В. (2009) Применение плазменной сварки как способа снижения остаточных деформаций и напряжений в сварных стальных конструкциях. *Збірник наукових праць Українського науково-дослідного та проектного інституту сталевих конструкцій імені В.М. Шимановського*, **3**, 102–107.
2. Монфаред А.Х., Пантелеенко А.Ф. (2011) Математическое моделирование сварочных деформаций в тонких пластинах. *Вестник Белорусского национального технического университета*, **5**, 19–25.
3. William N. (2008) *Sringer Handbook of Experimental Solid Mechanics*. Reference work. Springer US. <https://doi.org/10.1007/978-0-387-30877-7>
4. Paton B.E. (2000) Plasma technology at the turn of the century. *The Paton Welding J.*, **12**, 3–5.
5. Ситников Б.В. (2012) Влияние параметров режима импульсно-дуговой сварки на распределение остаточных напряжений в соединениях АМг6. *Енергосбережение, енергетика, енергоаудит*, **8**, 102, 69–74.
6. Sitnikov, B.V. (2012) Influence of pulsed-arc welding parameters on distribution of residual stresses in AMg6 joints. *Energosberezhenie, Energetika, Energoaudit*, **8**, 102, 69–74 [in Russian].
7. Robert K. (2005) Plasma brazing – Advantages and disadvantages compared with MIG brazing. *Welding and Cutting*, **4**, **3**, 147–149.
8. Pavol Sejc (2010) MAG zvaranie pozinkovanykh plechov v ochrannom plyne CO₂ a Ar+18%CO₂. *Zvarac*, VII, **3**, 8–13.
9. Pavol Sejc (2002) Oblukove zvaranie MAG ocelovych plechov pokrytych protikoroznym naterrom na baze zinku. *Zvaranie-Svarovani*, **3**, **4**, 71–73.
10. Shonin V.A., Mashin V.S., Khaskin V.Yu., Nedej T.N. (2006) Residual stresses in butt joints of thin sheets from alloy AMg6 after arc and laser-arc welding. *The Paton Welding J.*, **9**, 20–24.
11. Makhnenko O.V., Muzhichenko A.F., Prudky I.I. (2013) Mathematical modelling of stress-strain state of welded panels from titanium alloy VT20. *Ibid*, **2**, 13–19.
12. Мехонцев Ю.Я. (1986) Датчик магнитной анизотропии. А.с. 111331 СССР, МКИ2 G01N27/86.
13. Methontsev, Yu.Ya. (1986) Sensor of magnetic anisotropy. USSR author's cert. Int. Cl. 2 G01N27/86 [in Russian].
14. Мінаков С.М. (2012) Визначення напруженого стану зварних магістральних трубопроводів магнітоанізотропним методом. Автореф. дис. ... канд. техн. наук. Київ.
15. Minakov, S.M. (2012) Determination of state of main pipelines by magnetoanisotropic method. In: Syn. of Thesis for Cand. of Techn. Sci. Degree. Kyiv [in Russian].
16. Трочук І.П. (1964) Внутренние усилия и деформации при сварке. Москва, Машгиз.
17. Trochun, I.P. (1964) Internal forces and deformations in welding. Moscow, Mashgiz [in Russian].
18. Винокуров В.А. (1968) Сварочные деформации и напряжения. Москва, Машиностроение.
19. Vinokurov, V.A. (1968) Welding strains and stresses. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
20. Касаткин Б.С., Прохоренко В.М., Чертов И.М. (1987) Напряжения и деформации при сварке. Киев, Вища школа.
21. Kasatkin, B.S., Prokhorenko, O.V., Chertov, I.M. (1987) Strains and stresses in welding. Kiev, Vyshcha Shkola [in Russian].
22. Прохоренко В.М., Прохоренко О.В. (2009) Напруження та деформації у зварних з'єднаннях і конструкціях. Навчальний посібник. Київ, Нац. техн. ун-т.
23. Prokhorenko, V.M., Prokhorenko, O.M. (2009) Stresses and strains in welded joints and structures: Manual. Kyiv, NTU [in Ukrainian].
24. Николаев Г.А., Куркин С.А., Винокуров В.А. (1982) Сварные конструкции. Прочность сварных соединений и деформации конструкций. Кн. I. Уч. пос. для вузов. Москва, Высшая школа.
25. Nikolaev, G.A., Kurkin, S.A., Vinokurov, V.A. (1982) Welded structures. Strength of welded joints and deformations of structures: Manual. Book 1. Moscow, Vysshaya Shkola [in Russian].
26. Nurguzhin M., Danenova G., Akhmetzhanov T. (2019) Computer Modeling of Residual Stresses and Strains at Arc Welding by Modulated Current. *Proceedings of the 4th International Conference on Industrial Engineering. ICIE 2018*. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, https://doi.org/10.1007/978-3-319-95630-5_265

RESIDUAL STRESSES IN THIN-SHEET ZINC-COATED STEEL JOINTS AFTER ARC WELDING AND PLASMA BRAZING

S.V. Maksymova¹, I.V. Zvolinsky¹, V.V. Yurkiv¹, S.N. Minakov², V.V. Lysak²

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

²NTU «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute». 37 Peremohy Ave., 03056, Kyiv, Ukraine

In the manufacture of thin-walled structures by welding, residual stresses appear in them, which negatively affect the geometric parameters and quality of the obtained products. The paper presents the results of evaluation of residual stresses on simulator-samples made from galvanized steel 08ps (semi-killed) after MAG welding, and plasma brazing using constant and modulated current. Lowering of residual stresses and avoidance of brazing filler metal spattering are promoted by reduction of heat input, when making permanent joints. One of the ways contributing to it, is application of plasma brazing, which provides the ability of setting the current, independently of filler material feed rate. Determination of the magnitude of residual stresses in the joints was performed by the magnetoelastic method. It is shown that in plasma brazing with constant current the dimensions of plastic deformation zone are much smaller than in MAG welding, which is associated with a decrease in the amount of thermal energy applied to the metal. Plasma brazing with constant current allows lowering residual stresses from 149, which is obtained by welding, to 119 MPa. Further decrease of residual stresses (to 85 MPa) during plasma brazing of joints of galvanized steel 08ps is possible due to the use of modulated current. 18 Ref, 5 Fig..

Keywords: MAG welding, plasma brazing, modulated current, residual stresses, shrinkage force, plastic deformation, elastic deformation, heat input, zinc-coated steel, magnetoelastic method

Надійшла до редакції 07.08.2020

ПОДВІЙНА ТЕРМІЧНА ОБРОБКА ЗВАРНИХ СТИКІВ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК

Є.О. Пантелеймонов

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

Приведено результати термічної обробки зварних стиків рейок Р65 із сталі К76Ф, виконаних контактним стиковим зварюванням. Показано, що після попереднього відпалу зварних стиків із подальшим прискореним нагрівом до температури термічної обробки та загартуванням поверхні катання рейки стислим повітрям змінюється мікроструктура металу зварних стиків, істотно зменшується розмір зерна, підвищується твердість по ширині зони термічного впливу і зменшується відхилення твердості металу по лінії з'єднання від рівня основного металу. Бібліогр. 12, табл. 1, рис. 5.

Ключові слова: рейки, зварні стики, термічна обробка, мікроструктура, твердість

Зварні стики залізничних рейок повинні мати високий комплекс механічних властивостей, що обумовлено значними осьовими навантаженнями та швидкостями руху вантажних потягів. Це стосується, головним чином, високої міцності металу зварних стиків, що формується на достатню глибину робочої частини голівки в поєднанні з високою пластичністю та в'язкістю металу шийки та підшви. Зварні стики рейок, виконані контактним стиковим зварюванням, піддають термічній обробці (ТО). Дія ТО спрямована на досягнення структурної зональної однорідності в зоні термічного впливу (ЗТВ) та усунення несприятливої епюри внутрішньої залишкової напруги [1, 2]. Сучасна технологія та обладнання для виконання ТО включають нагрів стиків до температури 850...950 °С струмами високої частоти та поверхневе загартування голівки рейки стислим повітрям [3, 4]. Однак технологія такої одинарної ТО стиків рейок з низьколегованої сталі не дозволяє в повній мірі отримати високий комплекс механічних властивостей. В зв'язку з цим потрібно шукати нові складові технології ТО.

Відомо, що після загартування сталі з початковою дрібнозернистою структурою вона має підвищену зносостійкість і контактну-втомну міцність [5–7]. До числа поширених технологічних операцій, вживаних для формування дрібнозернистої структури зі зниженою твердістю, високою пластичністю і в'язкістю відноситься відпал. Властивості попереднього відпалу доцільно використати як складову технології ТО зварних стиків рейок. В цьому випадку технологія такої подвійної ТО включатиме попередній відпал, подальше прискорений нагрів до температури ТО та поверхневе загартування голівки рейки в зоні стику.

В даній роботі приведені результати дослідження впливу подвійної ТО на властивості зварних стиків рейок Р65 із сталі К76Ф. Аналізували

мікроструктуру і твердість металу стиків по ширині ЗТВ в голівці, шийці та підшви рейки. Порівнювали властивості стиків після зварювання, після одинарної та подвійної ТО. Для виконання ТО зварних стиків використовували модель переносного модуля ІЕЗ [8, 9]. Стики нагрівали індукторами з магнітопроводами [10–12]. Частота струму 2,4 кГц. Ширина ЗТВ в стиках після одинарної та подвійної ТО була більше, ніж в стиках після зварювання. Це обумовлено особливостями конструкції переносного модуля.

Приведені в роботі порівняння режимів нагріву та властивостей зварних стиків стосуються переважно голівки рейок на глибині 25 мм від поверхні катання. Це дозволило не враховувати вплив гартівного охолодження. При одинарній ТО зварних стиків швидкість нагріву голівки на такій глибині до температури крапки магнітних перетворень становила 6,5 °С/с (рис. 1). Швидкість нагріву після втрати металом магнітних властивостей знизилась до 1 °С/с. Температура ТО в кінці нагріву досягла 890...900 °С. Загальний час нагріву 240 с. На момент припинення нагріву перепад температури між поверхнею катання голівки і шаром на глибині 25 мм був не більше 50 °С. При подвійній ТО зварні стики нагрівали до температури 750 °С із швидкістю 5 °С/с. Температуру підтримували впродовж 300 с і охолоджували стики

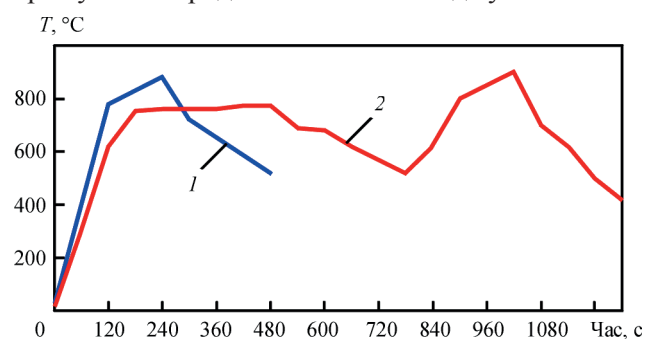


Рис. 1. Тимчасові залежності температури нагріву голівки на глибині 25 мм від поверхні катання при одинарній (1) та подвійній (2) ТО

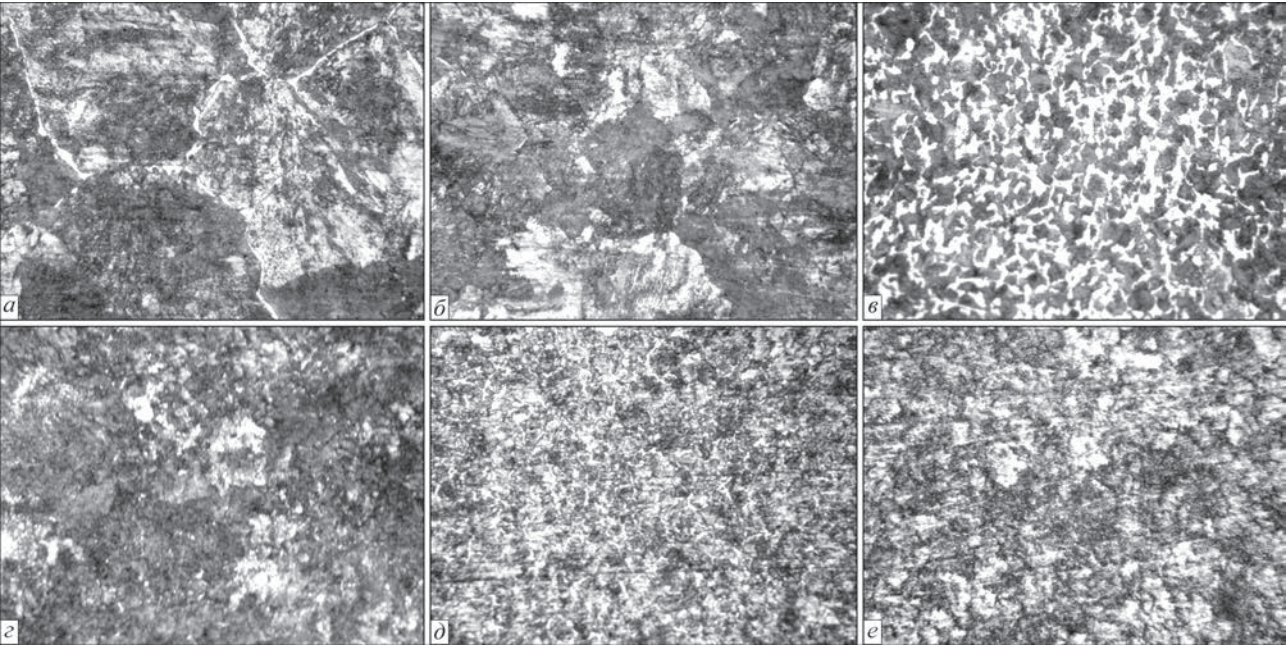


Рис. 2. Мікроструктура (×500) металу зварних стиків в голівці рейок на глибині 25 мм від поверхні катання: лінія з'єднання (а, в, д); 5...8 мм від лінії з'єднання (б, з, е); після зварювання (а, б); після одинарної ТО (в, з); після подвійної ТО (д, е)

до температури 510 °С на спокійному повітрі. Потім стики нагрівали до температури 890...900 °С. Час повторного нагріву 230...240 с. На момент припинення нагріву перепад температури між поверхнею катання голівки і шаром на глибині 25 мм був менше 40 °С. Загартування поверхні катання голівки виконували примусовим обдуванням стислим повітрям. Час загартування 240 с, тиск в системі подання повітря 0,5 МПа.

Для дослідження структури металу зварних стиків рейок використали подовжні зразки. Поверхня зразків співпадала з віссю симетрії рейки, включала ЗТВ і ділянки основного металу, що примикають до неї. Величину зерна металу визначали по ГОСТ 5639-82. Наприклад, в голівці рейок на глибині 25 мм від поверхні катання, в стиках після зварювання бал зерна знеуглецьованої смужки металу по лінії з'єднання 2-3 (таблиця). Структура металу сорбіт з вузькими окантовками фериту по межах великих зерен (рис. 2, а). На відстані 5...8 мм від лінії з'єднання структура сорбіту з балом зерна 4-5 (рис. 2, б). В зоні НПК, на відстані 18 мм від лінії з'єднання, дрібна структура сорбіту з балом зерна 6-7. Основний метал мав ділянки з балом зерна від 5-6 до 7-8. Після одинарної ТО стиків мікроструктура металу значно дрібніше. По лінії з'єднання в структурі сорбіту бал зерна збільшився від 2-3 до 7-9 (рис. 2, в). На відстані 5-8 мм від лінії з'єднання, в структурі сорбіту з ділянками трооститу бал зерна збільшився від 4-5 до 8-9 (рис. 2, з). В зоні НПК, на відстані 28 мм від лінії з'єднання, бал зерна 9. На відстані 18...20 мм від лінії з'єднання, де після зварювання знаходилась зона НПК, бал зерна збільшився до 7-9. Після подвійної ТО стиків зерно стало ще дрібніше. По лінії з'єднання дрібне рівномірне зерно з подрібненими феритними межами (рис. 2, д), бал зерна збільшився до 10. На відстані 5...8 мм від лінії з'єднання дрібна рівномірна структура сорбіту (рис. 2, е). Бал зерна 9-10.

Інтегральну твердість *HRC* металу зварних стиків вимірювали на твердомері ТК-2М при навантаженні 150 кг. Як вказано на рис. 3, твердість по лінії з'єднання (ЛЗ) в стиках після зварюван-

Бал зерна металу по лінії з'єднання (ЛЗ), на відстані 5...8 мм від лінії з'єднання (5...8 мм від ЛЗ) та в зоні неповної перекристалізації (НПК)

Елемент рейки	Бал зерна після зварювання			Бал зерна після одинарної ТО			Балл зерна після подвійної ТО			Основний металл
	ЛЗ	5...8 мм від ЛЗ	Зона НПК	ЛЗ	5...8 мм від ЛЗ	Зона НПК	ЛЗ	5...8 мм від ЛЗ	Зона НПК	
Голівка (25 мм від поверхні катання)	2...3	4...5	6...7	7...9	8...9	9	10	9...10	8...9	5...8
Шийка (центр)	3	5	7	7...9	7...8	9	9...10	8...9	9	7...8
Підшва (10 мм від основи)	3	5	7	8...9	8	10	9...10	10	10	5...6

ня становила в голівці на глибині 25 мм від поверхні катання *HRC* 25, в центрі шийки *HRC* 28, на відстані 10 мм від основи підшви *HRC* 26. На відстані 7 мм від лінії з'єднання (7 мм від ЛЗ) твердість в голівці та підшві *HRC* 31-32, в шийці *HRC* 30. Низьку твердість *HRC* 22-23 мав метал в зоні НПК на відстані 18 мм від лінії з'єднання (18 мм від ЛЗ). Після одинарної ТО твердість по лінії з'єднання збільшилася в голівці до *HRC* 28, в шийці до *HRC* 29, в підшві до *HRC* 28. Після подвійної ТО твердість по лінії з'єднання становила в голівці *HRC* 27, в шийці збільшилася до *HRC* 30, в підшві збільшилася до *HRC* 31. Від лінії з'єднання до зони НПК твердість в голівці збільшилася до *HRC* 36, в підшві до *HRC* 33. В зоні НПК, на відстані 27 мм від лінії з'єднання, твердість становила *HRC* 22-24. Такий розподіл твердості по ширині ЗТВ характерний також для ділянок переходу голівки в шийку та шийки в підшву. Деяку відмінність мав розподіл твердості в зоні гартівного охолодження (рис. 4). Після подвійної ТО твердість на глибині 5 мм від поверхні катання го-

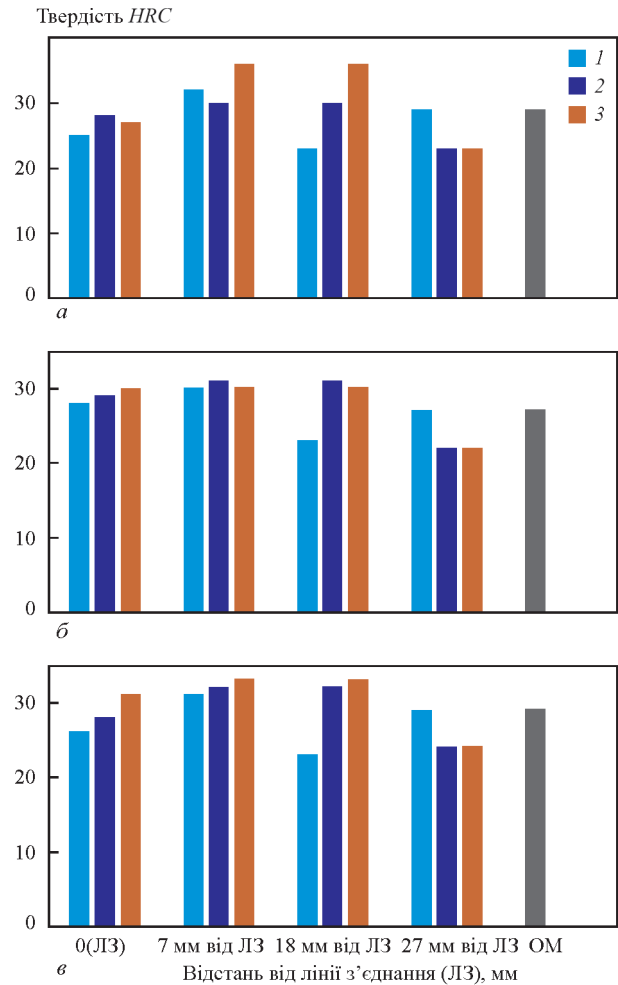


Рис. 3. Розподіл твердості *HRC* по ширині ЗТВ зварних стиків рейок в голівці на глибині 25 мм від поверхні катання (а), в центрі шийки (б) та в підшві на відстані 10 мм від основи (в) після зварювання (1), після одинарної ТО (2) та після подвійної ТО (3)

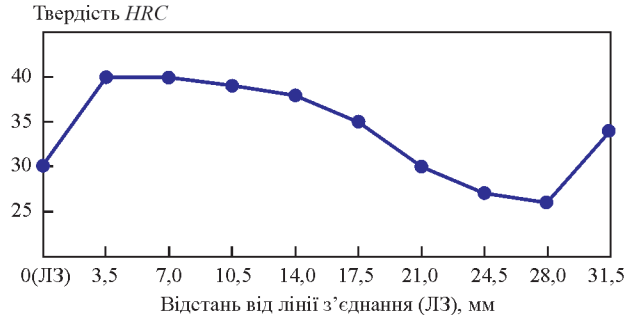


Рис. 4. Розподіл твердості *HRC* по ширині ЗТВ зварних стиків рейок в зоні гартівного охолодження на глибині 5 мм від поверхні катання голівки після подвійної ТО

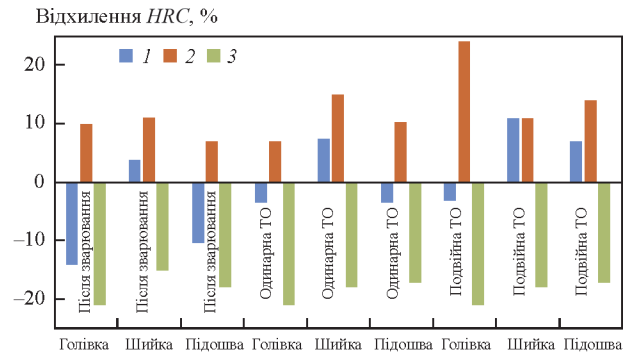


Рис. 5. Відхилення твердості *HRC* зварних стиків рейок від твердості основного металу по лінії з'єднання (ЛЗ) (1), на відстані 7 мм від лінії з'єднання (7 мм від ЛЗ) (2) та в зоні неповної перекристалізації (зона НПК) (3) після зварювання, після одинарної ТО та після подвійної ТО

лівки та відстані 7 мм від лінії з'єднання збільшилася до *HRC* 40. Це більше, ніж в початкових рейках, де твердість *HRC* 37-38.

Гістограми, що приведені на рис. 5, характеризують відхилення твердості *HRC* по ширині ЗТВ стиків рейок відносно твердості основного металу відповідних елементів рейки. В стиках після зварювання твердість в голівці по лінії з'єднання (ЛЗ) менше твердості основного металу на 14 %, на відстані 7 мм від лінії з'єднання більше на 10 %, в зоні НПК менше на 21 %. В центрі шийки твердість по лінії з'єднання більше на 3 %, в зоні НПК менше на 15 %. Істотне відхилення твердості характерне для підшви рейки. Тут зниження твердості досягло 10 % по лінії з'єднання та зниження на 18 % в зоні НПК. Після одинарної ТО можна відзначити, що твердість по лінії з'єднання та на відстані 7 мм від лінії з'єднання в голівці та підшві рейок наблизилася до твердості основного металу. Зокрема, відхилення твердості по лінії з'єднання не більше 3 %. Це свідчить про наближення механічних властивостей зварних стиків до рівня основного металу. В стиках після подвійної ТО твердість в голівці по лінії з'єднання також знизилася на 3 від рівня основного металу, але в шийці та підшві підвищилася, відповідно, на 11 та 7 %. На відстані 7 мм від лінії з'єднання твердість значно зросла, в голівці на 24 %, в підшві на 14 %.

Висновки

1. Результатом одинарної ТО зварних стиків рейок Р65 із сталі К76Ф, після прискореного нагріву до температури 890...900 °С та загартування поверхні катання в зоні стику, є наблизнення механічних властивостей зварних стиків до рівня основного металу рейок.

2. Після подвійної ТО зварних стиків рейок, що включає попередній відпал при температурі 750 °С, подальший прискорений нагрів до температури 890...900 °С та загартування поверхні катання рейки в зоні стику, змінилася мікроструктура металу, зменшився розмір зерна до балу 8-10 по всій ширині ЗТВ. Твердість в голівці по лінії з'єднання наблизилася до рівня основного металу та підвищилася в шийці та підшві. Значно підвищилася твердість по ширині ЗТВ від лінії з'єднання до зони неповної перекристалізації.

3. Твердість в зоні гартівного охолодження голівки після подвійної ТО та загартування поверхні катання перевищила твердість початкових рейок.

4. Вплив одинарної та подвійної ТО на структуру та твердість зварних стиків рейок, виконаних контактним стиковим зварюванням, дозволяє рекомендувати застосування таких технологій для підвищення надійності стиків, особливо в тяжких умовах експлуатації рейкового шляху.

Список літератури

1. Генкин И.З. (2003) Термическая обработка стыков рельсов на индукционных установках. *Автоматическая сварка*, **9**, 41–44.
2. Нестеров Д.К., Сапожков В.Е., Левченко Н.Ф. и др. (1990) Термическая обработка рельсовой стали с использованием индукционного нагрева. *Металловедение и термическая обработка металлов*, **8**, 30–34.
3. Фешуков А.Н. (2016) Установка термической обработки сварных стыков рельсов в путевых условиях. РФ, Пат. 57752, МПК E01B31/18.
4. Резанов В. А., Федин В. М., Башлыков А. В. (2013) Дифференцированная закалка сварных стыков рельсов. *Вестник НИИ железнодорожного транспорта*, **2**, 28–33.
5. Скобло Т.С., Сапожков В.Е., Александрова Н.М., Сидашенко А.И. (2014) Качество термически упрочненных рельсов и подкладок. *Исследования. Теория. Оборудование. Технология. Эксплуатация*. Скобло Т.С. (ред.). Харьков, ТОВ «Щедра садиба плюс».
6. Сталинский Д.В., Рудюк А.С., Сапожков В.Е., Нестеров Д.К. (2007) Сфероидизация карбидной фазы в заэвтектоидной стали и ее влияние на свойства рельсов. *Металлургическая и горнорудная промышленность*, **2**, 48–54.

7. Островский Г.А., Саррак С.И., К.З. Шепеляковский К.З. (1967) Влияние изменения аустенитного зерна на свойства углеродистых сталей после низкого отпуска. *Металловедение и термическая обработка металлов*, **6**, 56–62.
8. Пантелеймонов Е.О. (2017) Комплекс для термичної обробки зварених стиків залізничних рейок в шляхових умовах. Україна, Пат. на кор. модель 114593, МПК E01B31/18.
9. Пантелеймонов Е.О. (2020) Модуль для термичної обробки зварених стиків залізничних рейок. Україна, Пат. на кор. модель 143908, МПК E01B 31/18 (2006.01), C21D 1/10 (2006.01).
10. Пантелеймонов Е.О. (2016) Індукційний пристрій для термичної обробки зварених стиків залізничних рейок. Україна, Пат. на кор. модель 109123, МПК C21D 1/10 (2006.01).
11. Пантелеймонов Е.А., Губатюк Р.С. (2016) Индукционное устройство для термической обработки сварных стыков железнодорожных рельсов. *Автоматическая сварка*, **10**, 41–44.
12. Пантелеймонов Е.А. (2018) К вопросу термической обработки сварных стыков железнодорожных рельсов. *Там же*, **3**, 43–46.

References

1. Genkin, I.Z. (2003) Heat treatment of rail welded joints in induction units. *The Paton Welding J.*, **9**, 38–41.
2. Nesterov, D.K., Sapozhkov, B.E., Levchenko, N.F. et al. (1990) Heat treatment of rail steel using induction heating. *Metallvedenie i Termich. Obrab. Metallov*, **8**, 30–34 [in Russian].
3. Feshchukov, A.N. (2016) Unit for heat treatment of rail welded joints in the field. RF, Pat. 57752, Int. C. E01B31/18 [in Russian].
4. Rezanov, V.A., Fedin, V.M., Bashlykov, A.V. (2013) Differential quenching of rail welded joints. *Vestnik NII Zheleznodorozhnogo Transporta*, **2**, 28–33 [in Russian].
5. Skoblo, T.S., Sapozhkov, V.E., Aleksandrova, N.M., Sidashenko, A.I. (2014) Quality of thermally-hardened rails and bases. *Examinations. Theory. Equipment. Technology. Operation*. Ed. by T.S. Skoblo. Kharkov, LLC «Shchedra Sadyba Plus» [in Russian].
6. Stalinsky, D.V., Rudyuk A.S., Sapozhkov, V.E., Nesterov D.K. (2007) Spheroidizing of carbide phase in hypereutectoid steel and its influence on rail properties. *Metallurg. i Gornorud. Promyshlennost*, **2**, 48–54 [in Russian].
7. Ostrovsky, G.A., Sararak, S.I., Shepelyakovskiy K.Z. (1967) Influence of austenitic grain change on properties of carbon steels after low-temperature tempering. *Metallvedenie i Termich. Obrab. Metallov*, **6**, 56–62 [in Russian].
8. Panteleimonov, E.O. (2017) Complex for heat treatment of rail welded joints in the field. Ukraine, Pat. on utility model 114593, Int. Cl. E01B31/18 [in Ukrainian].
9. Pantelejmonov, E.O. (2020) Module for heat treatment of rail welded joints. Ukraine, Pat. on utility model 143908, Int. Cl. E01B 31/18 (2006.01), C21D 1/10 (2006.01) [in Ukrainian].
10. Pantelejmonov, E.O. (2016) Induction device for rail welded joints. Ukraine, Pat. on utility model 109123, Int. Cl. C21D 1/10 (2006.01) [in Ukrainian].
11. Pantelejmonov, E.A., Gubatyuk, R.S. (2016) Induction device for heat treatment of welded joints of railway rails. *The Paton Welding J.*, **10**, 41–43.
12. Panteleymonov, E.A. (2018) On the problem of heat treatment of welded joints of railway rails, *Ibid.*, **3**, 36–39

DOUBLE HEAT TREATMENT OF WELDED JOINTS OF RAILWAY RAILS

E.O. Panteleimonov

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 paper presents the results of heat treatment of welded joints of R65 rails from K76F steel, produced by flash-butt welding. It is shown that after pre-annealing of butt welded joints with further accelerated heating up to the temperature of heat treatment and quenching of the rail rolling surface by compressed air, the microstructure of welded butt joint metal changes, grain size is considerably refined, hardness across the HAZ width is increased, and deviation of metal hardness along the joint line from base metal level becomes smaller. 12 Ref., 1 Tabl., 5 Fig.

Keywords: rails, welded butt joints, heat treatment, microstructure, hardness

Надійшла до редакції 26.05.2020

ЗВАРЮВАННЯ ПОЛІМЕРНИХ ПЛІВОК ЛАЗЕРАМИ МАЛОЇ ПОТУЖНОСТІ

М.Г. Кораб, М.В. Юрженко, А.В. Вашук, М.Г. Менжерес

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

Технологія лазерного зварювання трансмісійним методом дозволяє зварювати внапуск полімерні плівки та листи різної товщини. На розробленій експериментальній установці було проведено зварювання полівінілхлоридних плівок з використанням твердотільного лазера з діодною накачкою (DPSS) потужністю 10 Вт, який генерує випромінювання зеленого кольору з довжиною хвилі 532 нм. Застосування даного методу дало можливість зварювати між собою прозорі багат шарові медичні плівки Wipak. Експерименти показали, що за допомогою такого лазера можливе утворення якісного з'єднання медичної плівки Wipak з папером. Бібліогр. 9, рис. 5.

Ключові слова: зварні з'єднання, полімерні плівки, трансмісійне лазерне зварювання, діодні лазери

Універсальність і непримхливість до умов зовнішнього середовища дозволяє використовувати лазерне зварювання навіть за польових умов, де питання продуктивності зварювального процесу є найбільш актуальним. Більш того, висока інтенсивність і монохроматичність лазерного пучка дають можливість досягти високих значень потужності і густини потоку енергії, що робить його принципово відмінним від інших джерел нагріву в технології зварювання. Оскільки лазерне випромінювання є безінерційним об'єктом, то час включення і виключення пучка, зміна його енергетичних властивостей, а також напрям його руху відносно оброблюваної деталі визначаються виключно швидкодією джерела лазерного випромінювання, системою транспортування випромінювання і органів управління випромінюванням. Термічний цикл визначається прийнятим режимом зварювання, який залежить від потужності випромінювання, швидкості зварювання, умов просторового розташування пучка відносно зварюваної деталі, умов охолодження, а також від теплофізичних властивостей матеріалу. Таким чином, застосування лазерного випромінювання і висока продуктивність лазерного зварювання при правильному формуванні шва дає можливість досягти високої міри автоматизації зварювального процесу.

Лазерне зварювання є способом зварювання випромінюванням з нагріванням поверхонь, що з'єднуються за рахунок перетворення в тепло енергії електромагнітного випромінювання [1]. Конструкції лазерів можна поділити на чотири основні типи (рис. 1), які відрізняються довжиною хвилі випромінювання, іншими параметрами та можуть застосовуватися для зварювання пластмас [2, 3].

Газовий лазер на основі вуглекислоти (CO_2) генерує безперервне випромінювання з довжиною

хвилі 10,6 мкм. Оскільки таке ІЧ випромінювання добре поглинається практично усіма видами пластмас, потужні CO_2 лазери застосовуються для різання та зварювання полімерних матеріалів [4].

Активним середовищем твердотільних лазерів є діелектричні кристали, активовані іонами рідкоземельних елементів [5]. Найпотужнішим серед твердотільних є алюмо-іттрієвий неодимовий лазер (Nd:AlG), який генерує випромінювання довжиною хвилі 1,064 мкм в імпульсному режимі з періодичністю менше наносекунди. Такі лазери широко застосовуються в медицині та для обробки технічних матеріалів, в тому числі для зварювання пластмас.

Волоконні лазери як активні середовища використовують оптичний хвилевід з волокнами, легованими рідкоземельними елементами. Вони формують гостронаправлений пучок, який може бути легко сфокусований в пляму дуже малих розмірів. Цей тип лазерів зручний тим, що добре поєднується з волоконними оптичними лініями для передачі випромінювання [6].

Діодні (напівпровідникові) лазери також є твердотільними, але вони на відміну від вищезгаданих мають інший принцип роботи. Активним середовищем таких лазерів є напівпровідники на основі галію та індію. Потужність напівпровідникових лазерів менша, але вони прості та компактні, можуть генерувати випромінювання в оптичному, ближньому та середньому ІЧ діапазонах. Тому напівпровід-

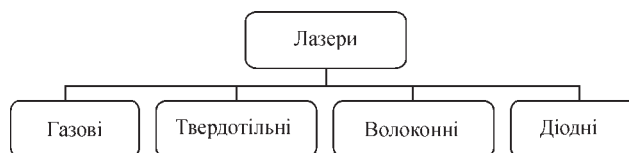


Рис.1. Типи лазерів

Кораб М.Г. – <https://orcid.org/0000-0001-8030-1468>, Юрженко М.В. – <http://orcid.org/0000-0002-5535-731X>,

Вашук А.В. – <http://orcid.org/0000-0002-4524-4311>

© М.Г. Кораб, М.В. Юрженко, А.В. Вашук, М.Г. Менжерес, 2020

никові лазери широко використовують для обробки та зварювання полімерних матеріалів [7, 8].

Розробка та масовий промисловий випуск твердотільних лазерів значно розширили технологічні можливості лазерного зварювання пластмас. Найбільше в даний час застосовують лазерне зварювання внапуск листових полімерних матеріалів трансмісійним методом. В цьому випадку лазерне випромінювання оптичного або ближнього ІЧ діапазону проходить через прозору верхню деталь зварного з'єднання та поглинається з виділенням теплоти на поверхні контакту деталей. Таким способом часто зварюють полімерні плівки або тонколистові заготовки, які є напівпрозорими для лазерного випромінювання. Тому можливий варіант, коли випромінювання частково поглинається обома заготовками, розігрівуючи зону зварювання [9].

Лазерне зварювання вважають дороговартісним з точки зору капітальних витрат. Але при застосуванні малопотужних дешевих лазерів цей спосіб зварювання може бути більш зручним у порівнянні з іншими при виготовленні виробів з полімерних плівок. Вважається, що практично усі термопласти, такі як поліетилен, полівінілхлорид, поліпропілен, полістирол, полікарбонат, АБС, поліаміди, поліметилметакрилат, а також термопластичні еластomers придатні для лазерного зварювання.

В наших попередніх роботах було показано, що для зварювання плівок у діапазоні товщин 0,015...0,1 мм достатньо лазера потужністю 1 Вт. Для зварювання матеріалу більшої товщини потрібно потужніше джерело енергії. Крім того, використання ползунків часто не дає змогу точно навести лазерний промінь на лінію з'єднання та спостерігати за ходом зварювання. Тому в даній роботі було проведено серію технологічних досліджень з використанням більш потужного довгофокусного лазера.

У даній роботі на візок з електромеханічним регульованим проводом було встановлено твердотільний лазер з діодною накачкою (DPSS) потужністю 10 Вт (рис. 2). В цьому лазері використано потужний діод з довжиною хвилі випромінювання 808

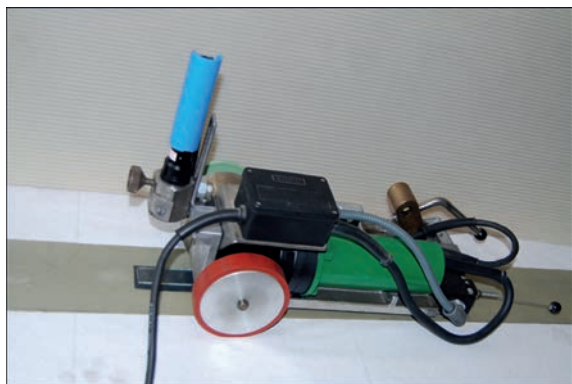


Рис. 2. Експериментальна установка для трансмісійного лазерного зварювання полімерної плівки з довгофокусним лазером

нм, яке подається серії перетворень і у підсумку, на виході утворюється лазерний промінь зеленого кольору з довжиною хвилі 532 нм. Це випромінювання добре проходить крізь прозорі полімерні матеріали, менше відбивається від їх поверхні та добре поглинається затемненими матеріалами. Лазер оснащений системою лінз для фокусування променя, яка дозволяє сфокусувати випромінювання на відстані 120 мм від передньої кромки корпусу, або розфокусувати його для зменшення концентрації енергії у плямі нагріву. Мінімальний діаметр плями лазерного випромінювання складав 1,1 мм.

Корпус лазера закріплювали у металевому циліндрі, який мав змогу переміщуватись по вертикальній напрямній з фіксацією на різних відстанях від площини зварюваних деталей. В процесі експериментів потужність лазера лишалась незмінною, питому енергію випромінювання змінювали регулюванням швидкості зварювання та відстані від лазера до деталі. Збільшення потужності лазера дало можливість зварювати плівки більшої товщини з ПВХ. При зварюванні плівку фіксували скляними пластинами для забезпечення необхідного тиску та запобігання деформації з'єднання.

На рис. 3 показано поперечний переріз напускного зварного шва двох ПВХ плівок товщиною 0,1 та 0,3 мм. При оптимально підбраному режимі зварювання за рахунок достатнього прогріву матеріалу нижньої плівки верхня плівка розплавляється більше, ніж на половину своєї товщини, що сприяє формуванню якісного зварного з'єднання.

Досліджували також зварюваність спеціальної багат шарової полімерної плівки для медичної упаковки фірми Wipak. Найбільш поширене застосування цієї плівки – виготовлення плоских мішечків для медичного інструменту, де плівка по зовнішньому периметру приварюється тепловим зварюванням до листа спеціального паперу. Плівка повністю прозора, тому лазерне випромінювання вона поглинає погано. Експерименти показали, що за допомогою лазера можливе утворення з'єднання плівки з папером. Для цього необхідно прикласти до зони шва додатковий тиск спеціальним навантаженням скляної пластини. У даному ви-

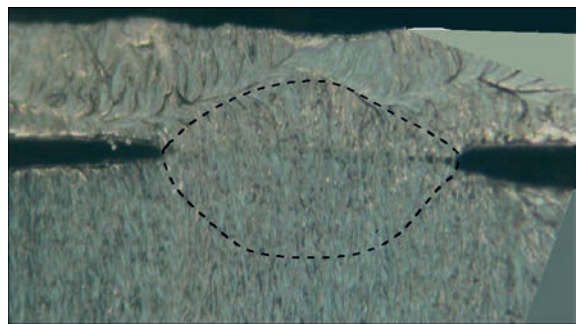


Рис. 3. Поперечний переріз з'єднання ПВХ плівки, виконаного трансмісійним лазерним зварюванням. Пунктиром позначені контури зварного шва ($\times 200$)

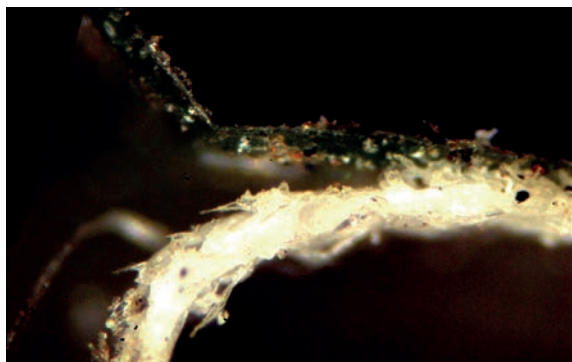


Рис. 4. З'єднання багат шарової плівки Wipak з папером ($\times 100$)

падку шляхом розігріву паперу утворюється зчеплення з ним нижніх шарів плівки (рис. 4).

Загалом, для достатнього розігріву прозорої полімерної плівки необхідно додавати в зону шва барвники чорного або темних кольорів, які сприяють активному поглинанню лазерного випромінювання та не знижують механічні характеристики матеріалу з'єднання. Такими барвниками можуть бути традиційні сажа або графіт та дрібний чорний поліетиленовий порошок.

В результаті технологічних досліджень оптимальні параметри трансмісійного лазерного зварювання полімерних плівок визначались за результатами оцінки зовнішнього вигляду швів, вивчення під мікроскопом їх поперечних перерізів, а також за результатами механічних випробувань зразків швів плівки згідно з вимогами діючих нормативних документів. При оптимальних параметрах режиму зварювання на зовнішній поверхні шва відсутні пори, раковини, тріщини та інші дефекти, на поперечному перерізі шва спостерігається рівномірний провар (рис. 5), трохи збільшений для нижньої плівки. Механічна міцність таких швів знаходиться на рівні основного матеріалу. За результатами досліджень були розроблені технологічні рекомендації з трансмісійного лазерного зварювання полімерних плівок різних видів за допомогою малопотужних діодних лазерів оптичного діапазону.

Список літератури

1. Кораб Г.Н., Шестопа А.Н., Комаров Г.В. и др. (1988) *Словарь-справочник по сварке и склеиванию пластмасс*. Патон Б.Е. (ред.). Киев, Наукова думка.

WELDING OF POLYMER FILMS BY LOW POWER LASERS

M.G. Korab, M.V. Iurzhenko, A.V. Vashchuk, M.G. Menzheres

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

E-mail: korab_nikolay@ukr.net

The technology of laser welding by a transmission method allows welding overlapping polymeric films and sheets of various thickness. Welding of polyvinyl chloride films using a diode-pumped solid-state laser (DPSS) of 10 W power, which generates green radiation with wavelength of 532 nm, was performed in the developed experimental equipment. Application of this method made it possible to weld transparent multilayer medical films Wipak. Experiments have shown that with the help of such a laser it is possible to form a high-quality joint of Wipak medical film with paper. 9 Ref, 5 Fig.

Keywords: welded joints, polymer films, transmission laser welding, diode lasers

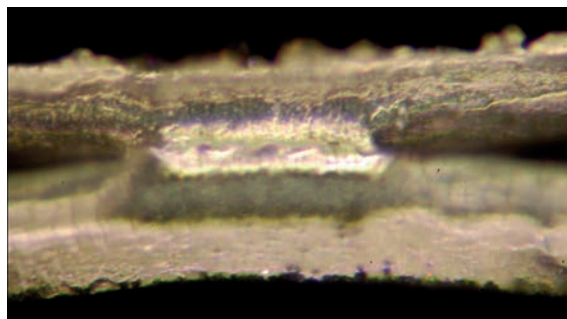


Рис. 5. Оптимальна форма зварного шва з'єднання поліетиленової плівки товщиною 0,1 та 0,15 мм, виконаного трансмісійним лазерним зварюванням ($\times 200$)

2. Москвитин Г.В., Поляков А.Н., Биргер Е.М. (2012) Лазерная сварка пластических материалов (обзор). *Сварочное производство*, **9**, 21–33.
3. Klein R. (2011) *Laser welding of plastics*. Wiley-VCH, Verlag GmbH & Co.
4. Бригер Е.М., Москвитин Г.В., Поляков А.Н. (2012) Применение методов лазерной сварки в современном промышленном производстве. *Сварочное производство*, **6**, 36–47.
5. Звелто О. (1990) *Принципы лазеров*. Москва, Мир.
6. Грефф Г. Лазерная сварка пластмасс. Новые химические технологии. http://www.newchemistry.ru/letter.php?n_id=750
7. Кондilenко И.И., Коротков П.А., Хижняк А.И. (1984) *Физика лазеров*. Киев, Вища школа.
8. *Plastics joining with high-power diode lasers*. <http://www.limo.de/ru/limo-produkte/kundenreferenzen/kunststoffschweissen/>
9. *Лазерная трансмиссионная (проникающая) сварка термопластов*. Фирма «BASF Aktiengesellschaft» Техническое обслуживание термопластов. <http://www.basf.ru/>

References

1. Korab, G.N., Shestopal, A.N., Komarov, G.V. et al. (1988) *Dictionary and reference book on welding and gluing of plastics*. Ed. by B.E. Paton. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
2. Moskvitin, G.V., Polyakov, A.N., Birger, E.M. (2012) Laser welding of plastics (Review). *Svarochn. Proizvodstvo*, **9**, 21–33 [in Russian].
3. Klein, R. (2011) *Laser welding of plastics*. Wiley-VCH, Verlag GmbH & Co.
4. Briger, E.M., Moskvitin, G.V., Polyakov, A.N. (2012) Application of laser welding methods in modern industrial production. *Svarochn. Proizvodstvo*, **6**, 36–47 [in Russian].
5. Zvelto, O. (1990) *Principles of lasers*. Moscow, Mir [in Russian].
6. Greff, G. *Laser welding of plastics. New chemical technologies*. http://www.newchemistry.ru/letter.php?n_id=750
7. Kondilenko, I.I., Korotkov, P.A., Khizhnyak, A.I. (1984) *Physics of lasers*. Kiev, Vyshcha Shkola [in Russian].
8. *Plastics joining with high-power diode lasers*. <http://www.limo.de/ru/limo-produkte/kundenreferenzen/kunststoffschweissen/>
9. *Laser transmission (penetration) welding of thermoplastics*. BASF Aktiengesellschaft Company. Maintenance of thermoplastics. <http://www.basf.ru/>

Надійшла до редакції 27.07.2020

ПРОЦЕСИ ПРИ ЗБУДЖЕННІ ЗВАРЮВАЛЬНОЇ ДУГИ (Огляд)

Н.М. Махлін

ДП «НІЦ ЗКАЕ ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України». 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: electro@paton.kiev.ua

У зв'язку з відсутністю дотепер повної теорії процесу збудження зварювальної дуги, яка б змогла переконливо пояснити усю сукупність відомих фактів, розглянуті деякі важливі теоретичні та експериментальні відомості різних авторів щодо процесів первісного збудження зварювальної дуги при дуговому та плазмовому зварюванні, що важливо для побудови електронних вольтододаючих пристроїв, які генерують імпульси високої та підвищеної напруги, що інжектуються у міжелектродний проміжок для забезпечення безконтактних первісного та повторних збуджень зварювальної дуги. Наведено отримані на основі багатьох досліджень (у тому числі теоретичних), досвіду розробки та застосування вольтододаючих пристроїв вимоги до параметрів імпульсів, що генеруються цими пристроями. Запропоновано аналітичні вирази для створення теорії процесу збудження зварювальної дуги постійного струму. Бібліогр. 15.

Ключові слова: збудження зварювальної дуги при дуговому та плазмовому зварюванні, тліючий, іскровий та дуговий розряди, напруга первісного підпалу, повторні збудження дуги змінного струму, комбіновані пристрої–збудники–стабілізатори, енергія, амплітуда, тривалість імпульсів

Безконтактне збудження зварювальної дуги – одна з найважливіших стадій зварювального циклу, що у більшості випадків здійснюється висковольтним пробоем міжелектродного проміжку за рахунок застосування іскрового розряду. Незважаючи на значний інтерес дослідників до іскрового розряду, до цього часу теорії цього процесу не існує. Згідно з усталеними поняттями сучасної електрофізики іскровий розряд (внаслідок якого здійснюється збудження зварювальної дуги) відноситься до несамостійного аномального тліючого розряду, який в момент свого завершення має перейти до сталого дугового [1, 2]. Відповідно до цих понять, температури та тиску газу у каналі іскри, температура газу у цьому каналі може досягати 10000 К, що викликає можливість термічної іонізації, а явища, що відбуваються при іскровому розряді, знаходять пояснення у теорії стримерів (плазмових каналів, що проростають від аноду до катоду газового проміжку) [1]. Як зазначено у [1, 2], при прикладенні електричного поля до газового міжелектродного проміжку наявні у цьому проміжку заряджені частинки зазнають розгону цим електричним полем, при цьому слід відзначити, що, оскільки маса іонів значно перевищує масу електронів, то у їх взаємодії основна роль належить електронам. Якщо енергія електронів достатня для іонізації газу, то кількість заряджених частинок буде зростати, а у напрямку від катоду до аноду будуть рухатися електронні лавини, залишаючи за собою позитивний просторовий об'ємний заряд, причому випадкові електрони та електрони, утворені у газі при фотоіонізації вна-

слідок випромінювання збуджених електронами атомів та молекул, будуть втягнені у зону об'ємного заряду, створюючи на своєму шляху нові дочірні лавини [1].

Першою умовою утворення стримерів є:

$$\frac{\alpha}{p} e^{\frac{\alpha}{p} pd} = 2,19 \cdot 10^8 \frac{E_3}{p} \sqrt{\left(\frac{d}{pd}\right)} \cdot d, \quad (1)$$

де α – коефіцієнт об'ємної іонізації, м^{-1} ; p – тиск газу, Па; d – відстань між електродами, м; E_3 – напруженість електричного поля між електродами, $\frac{\text{В}}{\text{м}}$.

Користуючись виразом (1), можливо знайти значення напруги іскрового пробоя U_3 за виразом:

$$U_3 = E_3 d, \quad (2)$$

але вираховані за цим виразом значення добре співпадають з експериментальними лише у випадках, коли $pd \geq 250$ мПа, що практично не буває при дуговому або плазмовому зварюванні.

До другої умови утворення стримеру належить формула

$$n_i \geq 7 \cdot 10^{20} \text{ іон/м}^2, \quad (3)$$

де n_i – концентрація іонів у головці лавини.

Для відносно коротких іскрових проміжків (що є характерним для дугового та плазмового зварювання) умова (3) завжди виконується, якщо виконується умова (1).

В основу наближеної теорії іскрового розряду звичайно покладається гіпотеза Теплера, за якою провідність іскрового каналу пропорційна заряду, який пройшов через міжелектродний проміжок:

$$G = k \int_0^t idt, \quad (4)$$

де G – провідність іскрового каналу, Om^{-1} ; k – коефіцієнт пропорційності, який залежить від складу, температури та тиску газу у іскровому каналі. Або гіпотеза Вайцеля та Ромпе, згідно з якою уся енергія, що виділяється у іскровому каналі, йде на збільшення внутрішньої енергії плазми та пропорційна провідності іскрового каналу і в цьому випадку [1]:

$$G = k \left(\int_0^t i^2 dt \right)^{1/2}. \quad (5)$$

Проте слід зауважити, що обидві наведені гіпотези – (4) та (5) описують початкову стадію процесу іскрового розряду й не враховують спадання провідності іскрового каналу у завершальній стадії процесу.

У свою чергу, гідродинамічна теорія при енергії імпульсу, яка характерна для іскрового підпалу зварювальної дуги, приводить до наступної залежності провідності від напруги на міжелектродному проміжку:

$$G = kCl^{-7/3} (U^2 - u^2)^{3/2} \times \left[6U^4 \ln \frac{U}{u} - \frac{3}{2} (U^2 - u^2) (3U^2 - u^2) \right]^{-1/6}, \quad (6)$$

де C – ємність, що безпосередньо підключена до іскрового проміжку, Φ ; l – довжина іскрового проміжку, м; U – початкова напруга на цьому проміжку, яка приблизно дорівнює напрузі пробією, В [1].

Повздожня напруженість електричного поля у іскрі, що передують формуванню сталого дугового розряду, який характеризується відносно великими значеннями струму (до 10^4 А) та щільністю струму на катоді (до 10^{10} А/м²) при відносно низькій дуговій напрузі (від декількох одиниць до десятків В), складає кілька кВ/см [1–4].

Таким чином, встановлено [1–3, 5–7], що стример може утворюватися у газовій плазмі, у якій звичайно хаотичний рух заряджених частинок переважає їх спрямований рух під дією електричного поля або у результаті дифузії, при цьому має виконуватися рівність

$$U = U_c + U_p + U_a, \quad (7)$$

тобто утворення стримеру залежить не тільки від складу, температури та тиску газу у міжелектродному проміжку, а й від стану та явищ, що відбуваються у приелектродних областях та стовпі зварювальної дуги.

Розподілення електричного потенціалу уздовж довжини міжелектродного проміжку наведено у [1–6, 8, 9], причому у роботі [9] детально та комплексно проаналізовано явища на аноді та у стовпі багатострумової зварювальної дуги і описано математичні моделі, які побудовані на основі цьо-

го аналізу, у результаті якого автор стверджує, що потенціал плазми стовпа дуги на межі з анодним шаром є неоднорідним, тобто залежить від координати уздовж вказаної межі. Це викликає з'явлення компоненти градієнту електричного потенціалу та, відповідно, компоненти щільності струму уздовж межі анодного шару, що у багато чому визначає картину протікання електричного струму між дуговою плазмою та анодом.

Для опису плазми, що межує з поверхнею аноду, автор роботи [9] умовно поділяє прианодну плазму на декілька зон. Перша з них, яка безпосередньо прилягає до поверхні аноду, – шар просторового заряду (Sheath), де порушується умова квазінейтральності плазми та формується частина падіння потенціалу між плазмою та анодом. Проте цим можливо знехтувати, враховуючи, що за тиску, наближеному до атмосферного, та значеннях температури плазми, близьких до 1 еВ, характерних для умов дугового або плазмового зварювання, товщина цього шару спільномірна з радіусом Дабаю, який приблизно становить 10^{-8} м, що суттєво менше довжин вільного пробігу частинок прианодної плазми, які приблизно складають від 10^{-7} до 10^{-4} м.

Друга зона – іонізаційний шар або передшар (Presheath) – це область неізотермічної квазінейтральної багатокомпонентної плазми, де відбувається генерація заряджених частинок за рахунок іонізації плазмовими електронами атомів газу, які десорбують з поверхні аноду, та за рахунок атомів анодного металу, який випаровується. Іони, які утворюються у цій зоні, прискорюються у напрямі поверхні аноду електричним полем, створеним більш рухомими електронами, та рекомбінують поблизу цієї поверхні, і, відтак у межах передшару порушуються умови локальної іонізаційної рівноваги, тобто концентрації заряджених частинок $n_e = n_i$ відрізняються від рівноважної концентрації n_{Sa} , розрахованої за допомогою рівнянь Саха. Крім цього, тут відбувається помітне падіння потенціалу прианодної плазми, яке може бути значно більшим, ніж його зміни у шарі просторового заряду.

На думку автора роботи [9], на відстані від поверхні аноду, рівної декільком довжинам вільного пробігу важких частинок плазми, проходить зовнішній кордон анодного шару, за яким починається область стовпа дуги, де встановлюється локальна термодинамічна рівновага. У свою чергу, зазначена область умовно також може бути поділена на дві зони. Перша з цих зон є шар неізотермічної іонізаційно рівноважної плазми, в межах якого відбувається вирівнювання з температурою у стовпі дуги T температури електронів T_e та температури важких частинок T_h .

Інша зона є власне стовпом дуги (температури вимірюються у К). При цьому автор роботи [9] припускає, що поверхня аноду плоска, і це дозволяє йому побудувати одномірну математичну модель анодного шару великострумової дуги, яка горить у середовищі інертного газу атмосферного тиску. Таке твердження є цілком справедливим, якщо зварювальний струм становить $6 \cdot 10^2$ А і більше, але враховуючи, що утворення стримерів відбувається на дуже малих струмах і напруга пробою різко залежить від викривлення електричного поля, використання цього твердження не є можливим. У роботі [2] її автор наводить узагальнений вираз для напруги електричного пробою $U_{пр}$ у більшості плазмотронів та пальників для зварювання у середовищі інертних газів

$$U_{пр} = \left(K'_{1пов} - K'_{2пов} \frac{p}{p_0} \right) \left[1 - k \cdot \lg \frac{f}{f_{кр}} \left(\frac{p}{p_0} \right)^{\frac{1}{3}} \right] \times \left[1 + \left(\frac{\tau_0}{t_{и}} \cdot \frac{p_0 h_0}{ph} \right)^{\frac{1}{3}} \right] U_{ст}, \quad (8)$$

де $K'_{1пов}$, $K'_{2пов}$ та k – коефіцієнти, які залежать від чистоти обробки поверхні електроду плазмотрону або пальнику для зварювання у середовищі інертних газів: коефіцієнт τ_0 – тривалість запізнення розряду при $p_0 h_0$ – також залежить від чистоти обробки поверхні електроду плазмотрону або пальнику – $\tau_0 = \tau_0 K_{2пов}^{-1}$.

При цьому слід зазначити, що коефіцієнт $K_{2пов}^{-1}$ також можливо визначити експериментальним шляхом і тому вираз (8) потребує багато експериментальних зварювань й мало придатний для виконання інженерних розрахунків. Також слід зазначити, що рішення задачі електричного пробою можливе шляхом побудови одномірної або багатомірної моделі. Переваги одномірної задачі електричного пробою полягають в тому, що така модель надає можливість аналізувати формули та графіки, але при цьому відсутня гарантія повного співпадіння з результатами дослідів.

Досвід та численні експерименти переконливо доводять, що розрахункові та фактичні значення напруги електричного пробою співпадають з (8) максимум на 50 % та залежать від низки чинників, і тому розробники імпульсних зварювальних осциляторів або електронних генераторів високовольтних імпульсів для забезпечення безконтактного первісного збудження зварювальної дуги змушені застосовувати пристрої, які генерують імпульси з амплітудою від 4,0 до 10,0 кВ. Оскільки теорія багатомірної моделі електричного пробою дотепер не існує, можливо припустити, що ця модель більш застосовна для аналізу явищ, по-

в'язаних з повторними збудженнями при змінному зварювальному струмі. У випадку постійного зварювального струму більш застосовна одномірна модель.

Як стверджує низка авторів [1–6, 8–10], основним газодинамічним процесом у каналі іскрового розряду є його розширення під дією ударної хвилі, що дозволяє вважати прийнятною однорідну модель цього розряду з щільною оболонкою, а плазму розряду розглядати як термодинамічно рівноважну, яка характеризується температурою T , при цьому тиск у каналі можливо вважати постійним, рівним тиску незбудженого газу. Автор роботи [2] також стверджує, що, у всякому разі, зазначений характер ударна хвиля має за максимумом струму.

У роботі [2] показано, що вплив початкових умов на провідність міжелектродного проміжку у кінці процесу іскрового розряду, як і індуктивності розрядного ланцюгу (яка впливає, головним чином, на початкову стадію процесу), є незначним. Процес розвитку іскрового каналу закінчується у момент, коли напруга на міжелектродному проміжку стає дорівнювати напрузі неробочого ходу джерела зварювального струму.

Утворення струмопровідного іскрового каналу забезпечує стрибкоподібне збільшення провідності міжелектродного проміжку і, якщо зварювальне джерело живлення, яке під'єднано до цього проміжку, має достатню потужність, то електрична іскра може перетворитися у тривалий нестационарний дуговий розряд з властивими йому катодною та анодною плямами.

Г.І. Лесков та В.П. Лугін, виконавши низку дослідно-експериментальних робіт, прийшли до висновків, важливих для побудови імпульсних пристроїв, призначених для первісного безконтактного збудження зварювальної дуги [11]. Цими дослідниками доведено, що при інших рівних умовах матеріал зварювальних електродів, склад їх покриття та звичайні для зварювання швидкості витікання газів на значення напруги електричного пробою практично не впливають. Також не виявлено скільки-небудь помітного впливу частоти прямування (у діапазоні від 100 до 3000 Гц) та форми високовольтних імпульсів, які надходять до міжелектродного проміжку. Встановлено, що основними чинниками, які визначають значення напруги електричного пробою (тобто утворення стримеру) є склад газу у міжелектродному проміжку, довжина цього проміжку та ступінь неоднорідності в ньому електричного поля, при цьому головна молекулярно-кінетична характеристика газу, від якої залежить значення напруги електричного пробою, є рамауерівський переріз атомів або молекул газу.

Аналіз результатів роботи [11] та експериментальних робіт інших дослідників дозволив одержати емпіричні вирази для визначення приблизних усереднених значень напруги електричного пробою ($U_{\text{пр}}$) у деяких газових середовищах технологічно вмотивованих міжелектродних проміжків [12]. Стосовно тривалості запізнення, що має місце при прикладанні до міжелектродного проміжку напруги електричного пробою, то ця тривалість визначається, головним чином, інтервалом часу до появи першого електрону, який здатен викликати утворення лавини (утворення стримеру), тобто статистичним інтервалом часу запізнення, який залежить від концентрації молекул у газовому об'ємі цього проміжку та від перевищення значення напруги над значенням напруги електричного пробою у статичному полі. В реальних зварювальних установках зазвичай тривалість запізнення не перевищує кількох мікросекунд, а вольт-секундна характеристика, тобто залежність напруги електричного пробою від тривалості імпульсу, прикладеного до міжелектродного проміжку, може бути визначена за даними Купера або Рітца або з використанням кривих Пашена. При вірогідності електричного пробою 50 % для умов, що існують при дуговому та плазмовому зварюванні, згідно [1], вольт-секундна характеристика може бути з великим наближенням вирахована за виразом

$$U_{\text{пр}} = \left(1 + \sqrt[3]{\frac{a}{t_{\text{и}} p d}} \right) U_{\text{пр.ст}}, \quad (9)$$

де a – константа, яка залежить від роду газу у міжелектродному проміжку; $t_{\text{и}}$ – тривалість імпульсу напруги, прикладеної до міжелектродного проміжку C ; $U_{\text{пр.ст}}$ – напруга електричного пробою у однорідному статичному полі, В.

Якщо при заданому значенні d (довжини міжелектродного проміжку) енергія $W_{\text{и}}$ імпульсу напруги, прикладеної до нього, достатня, то безпосередньо після електричного пробою проміжку у ньому відбувається іскровий розряд, що, як встановлено у ВНИИЭСО [1], початкова стадія іскрового розряду супроводжується суттєвим зростанням провідності міжелектродного проміжку, а у завершуючій стадії іскрового розряду – її падінням [1, 2]. В залежності від умов у міжелектродному проміжку та властивостей під'єданого до нього зварювального джерела живлення, по завершенню іскрового розряду можливе або повне згасання цього розряду або ж виникнення тліючого чи дугового розряду. Дослідження показали [1], що дуга у міжелектродному проміжку виникає тільки у тому випадку, коли опір $R_{\text{к}}$ струмопровідного каналу, утвореного іскровим розрядом, менше деякого порогового значення $R_{\text{пор}}$, яке залежить

від швидкості вводу струму зварювального джерела живлення у канал, постійної часу дуги, напруги на проміжку $u(t)$ та інших чинників. Для зварювальної дуги постійного струму приблизне значення $R_{\text{пор}}$ може бути визначено за виразом:

$$R_{\text{пор}} \approx \frac{\left(n\theta \frac{di}{dt} \Big|_{t=0} U_{\text{xx}}^{\frac{n+3}{n-1}} a^{\frac{n+1}{n-1}} \right)^n}{2 + n\theta \frac{di}{dt} \Big|_{t=0} U_{\text{xx}}^{\frac{n+1}{n-1}} a^{\frac{n}{n-1}}}, \quad (10)$$

де n – показник ступеню апроксимації; θ – постійна часу дуги, с; di/dt – швидкість зростання струму живлення дуги у початковий момент (при $t = 0$), А/с; $U_{\text{xx}} = u(0)$ – напруга неробочого ходу зварювального джерела живлення, В.

Виконання умови $R_{\text{к}} < R_{\text{пор}}$ залежить не тільки від рівня $U_{\text{пр}}$, але й від рівня потужності імпульсів напруги, які викликають у міжелектродному проміжку іскровий розряд. Оскільки тривалість цих імпульсів визначається реактивними параметрами та добротністю формуючих контурів генераторів імпульсів підвищеної напруги (ГІН) вольтододаючих пристроїв та ланцюгів живлення дуги, то набагато зручніше оперувати таким параметром імпульсів, як їх енергія $W_{\text{и}}$ (у Дж). Також оскільки у переважній більшості випадків при формуванні імпульсів, що виробляються ГІН, розходиться енергія ємносних накопичувачів, які заряджаються попередньо, то можна вважати, що $W_{\text{и}} = CU_{\text{с}}^2/2$, де C – ємність конденсатору (конденсаторів) накопичувача, Ф; $U_{\text{с}}$ – стала напруга заряду ємнісного накопичувача, В. У роботі [12] наведено значення $W_{\text{и}}$, які рекомендовані для різних газових середовищ і технологічно вмотивованих міжелектродних проміжків та одержані експериментально та підтверджені досвідом розробки й застосування електронних вольтододаючих пристроїв.

Утворення стримерів залежить також і від катодних явищ [1, 4, 8], але слід зазначити, що їх теорія розроблена далеко не в повній мірі, як і теорія збудження дуги змінного струму.

Поблизу катоду через велику рухомість електронів утворюється незкомпенсований об'ємний заряд, завдяки якому існує катодне падіння потенціалу $U_{\text{к}}$. Крім цього, біля катоду існує область переходу від стовпа дуги до звуженої – такої, що зазнає контракції – катодної області [1]. Тут напруженість електричного поля значно вища, ніж у стовпі дуги. У зоні катодного падіння потенціалу електрони та позитивні іони зазнають прискорення, завдяки чому електрони можуть здійснювати ударну іонізацію, а іони – переносити значно більшу частку струму у порівнянні з плазмою стовпа [1].

Енергія, яка отримана катодом від іонів, що приносять свою енергію нейтралізації та кінетич-

ну енергію руху та яка надходить з плазми стовпа (внаслідок теплопровідності та випромінювання), витрачається на компенсацію роботи виходу електронів, на теплопровідність та випромінювання катоду, на його плавлення та випаровування й на дисоціацію молекулярних газів [1, 4, 8]. Частка усіх цих складових різна і залежить від умов, у яких горить дуга. Серед цих умов головна роль належить матеріалу катоду [1]. Розрізняють два типи катодів: «неплавкі» або горячі катоди з вольфраму або вугілля, та «плавкі» або холодні електроди з легкоплавких матеріалів. На тугоплавких катодах, що, в основному застосовуються при дуговому та плазмовому зварюванні, утворюється стаціонарна пляма, яка досить сильно випромінює. При цьому із збільшенням температури катоду до деякого критичного значення пляма стрибком щезає, а звуження стовпа поблизу катоду відсутнє [1].

Вольт-амперна залежність прикатодної дільниці стовпа дуги при малих струмах – спадна [1, 2, 4, 8, 9].

Температура катоду наближена до температури плавлення металу, що зварюється, при цьому щільності струму на катод, які виміряні по площі плями, коливаються від 10^9 А/м² у дугах з плямою до 10^7 А/м² у дугах без плями А/м². Оскільки теорія, яка пояснює увесь фактичний матеріал щодо катодних явищ, дотепер відсутня, то краще за все явища при застосуванні «неплавкого», тобто тугоплавкого, електроду описує теорія термоелектронної дуги, згідно з якою струм з катоду забезпечується термоелектронами та іонами.

Щільність термоелектронного струму визначається формулою Річардсона–Дешмена або формулою, яка враховує викривлення потенціального бар'єру. Енергія, яка необхідна для створення термоелектронів, до катоду постачається іонами і у цьому випадку частка іонного струму J_p складає

$$\frac{j_p}{j} = \frac{U_{\text{вых}}}{U_k + U_{\text{нейтр}}} \quad (11)$$

Для різних умов це значення коливається від 0,15 до 0,35, і при менших значеннях частки іонного струму для пояснення необхідного нагріву катоду потрібно враховувати тепловіддачу з плазми [1].

Слід зазначити, що термоелектронна теорія не в змозі пояснити явища на катоді з легкоплавких матеріалів, бо у цьому випадку для утворення просторового заряду необхідна щільність струму біля катоду має бути щонайменше 10^{11} А/м². З урахуванням наявності термоелектронів це значення зменшується до реального значення 10^9 А/м². Згідно з автоелектронною теорією $J_p \ll i_e$ струм переноситься електронами, які у зоні катодного падіння потенціалу здійснюють ступінчасту іонізацію.

При розрахунку щільності автоелектронного струму крім врахування наявності на поверхні катоду плівки діелектрику, також слід враховувати наявність мікронерівностей на його поверхні, через які ефективна напруженість поля може збільшитися у декілька разів [1]. Але, не зважаючи на ці уточнення, автоелектронна теорія теж не в змозі пояснити увесь комплекс процесів на холодному катоді.

Оскільки для дугового та плазмового зварювання використовується змінний струм переважно промислової та близьких до неї частот (від 50 до 400 Гц), наявні усі підстави вважати, що умова $R_k < R_{\text{пор}}$ справедлива у випадку змінного струму, при цьому $R_{\text{пор}}$ також визначається за виразом (10), який обумовлює характерні для змінного струму вимоги до моменту початку генерації імпульсів, що збуджують зварювальну дугу.

Збудження дугового розряду багато у чому залежить від значення прикладеної до міжелектродного проміжку напруги, тому збуджуючий зварювальну дугу імпульс має починати інjektуватися у міжелектродний проміжок поблизу максимуму цієї напруги (поблизу амплітуди напруги неробочого ходу зварювального джерела живлення дуги). Численними дослідженнями встановлено, що при синусоїдальній формі струму дуги фаза початку генерації збуджуючого дугу імпульсу має складати (75...80) електр. град. відносно нульової фази напруги неробочого ходу зварювального джерела живлення, при цьому має виконуватися умова достатньо високої швидкості зростання струму дугового розряду. Найбільша ефективність первісного збудження дуги змінного струму досягається у тому випадку, коли фаза початку генерації збуджуючого зварювальну дугу імпульсу співпадає з моментом переходу сталого зварювального струму дуги через нульове значення. Крім цього, для здійснення безконтактного первісного збудження дуги важливе значення мають електрофізичні умови емісії з електродів, які для дуги змінного струму можуть бути вельми різними у залежності від матеріалу електродів та від того, чи є електрод у момент первісного збудження дуги анодом або катодом. Особливо це характерно для ТІГ-зварювання алюмінію та його сплавів, при якому первісне збудження дуги практично завжди відбувається у інтервали часу, коли катодом є виріб, що зварюється. Як здається, це можливо пояснити тим, що при збудженні зварювальної дуги неплавкому (вольфрамовому) електроду властива термоемісія, утворення якої пов'язано з необхідністю розігріву електроду до температури емісії, а це процес інерційний, у той же час при формуванні катоду на виробі, що зварюється, з алюмінія та його сплавів (особливо, якщо зовнішня поверхня виробу покрита окисною плів-

кою Al_2O_3) має місце практично безінерційна автоелектронна емісія [1, 2, 10, 13].

Питання стійкості зварювальної дуги змінного струму приваблювали на протязі минулого сторіччя й продовжують у цьому сторіччі приваблювати увагу дослідників та фахівців як у галузі електротехнологій, так і у галузі електроапаратобудування. У результаті багаторічних широких теоретичних та експериментальних досліджень, узагальнених, наприклад, у роботах [1, 9–15], накопичено значний досвід, який дозволяє пояснити низку явищ та особливостей дуги змінного струму, а також сформулювати, у тому числі із застосуванням аналітичних методів, основні умови сталості дугового розряду.

Зварювальна дуга змінного струму періодично змінює свою полярність і, внаслідок цього, один і той же електрод по черзі буває то катодом, то анодом. Зміна полярності електродів викликає зміни інтенсивності та напрямку газових потоків у дузі та переорієнтацію заряджених частинок у її стовпі. Встановлено, що саме процеси у стовпі дуги впливають визначальним чином на поведінку зварювальної дуги та її характеристики на протязі майже повної тривалості кожного напівперіоду змінного струму, за виключенням коротких проміжків часу поблизу переходу струму через нульове значення, на протязі яких дуговий розряд відсутній, і, у кращому випадку, має місце тліючий у залишковій плазмі [1, 5, 7, 9, 10, 12–15].

Наявність пауз у існуванні дугового розряду у міжелектродному проміжку поблизу переходу струму через нульове значення є основною характерною особливістю зварювальної дуги змінного струму, у кінці кожного напівперіоду якого перед згасанням дугового розряду та після нього температура газу у дузі суттєво зменшуються, а ступінь його іонізації, і, відповідно, провідність міжелектродного проміжку значно знижуються, при цьому знижується й температура анодної та катодної плям [1, 9, 10, 12–14].

Детально ця та інші особливості зварювальної дуги змінного струму розглянуті у роботах [1, 4, 10, 12].

Висновки

1. Для більшого пояснення усієї сукупності процесів, які пов'язані з первісним та повторними збудженнями зварювальної дуги, у тому числі дуги змінного струму, а також для розробки інженерних методик розрахунку комбінованих пристроїв–збудників–стабілізаторів, потрібні подальші теоретичні та експериментальні дослідження, особливо у напрямку вивчення прикатодних явищ.

2. У результаті розгляду та узагальнення особливостей безконтактних первісного та повторних

збуджень зварювальної дуги, виконаних на основі використання відомих літературних джерел, теоретичних та експериментальних робіт різних авторів та наявного у нас досвіду розробки та застосування засобів реалізації цих процесів встановлено, що у режимі первісного збудження (запалювання) дуги в залежності від умов у міжелектродному проміжку (його довжини, роду та тиску газу у ньому, форми та чистоти обробки робочого торця зварювального електрода та виробу, що зварюється, основні параметри вихідних високовольтних імпульсів, які генеруються комбінованими збудниками–стабілізаторами, мають мати наступні значення: енергія імпульсу – від 0,01 до 0,50 Дж, амплітуда імпульсу – від 3,5 до 10,0 кВ, тривалість (на рівні 0,05 амплітудного значення) – від 3 до 20 мкс.

Також встановлено, що у режимі стабілізації зварювальної дуги змінного струму (тобто при повторних її збудженнях) у залежності від ступеню деіонізації та пов'язаного з нею зменшення провідності міжелектродного проміжку при кожній зміні полярності струму дуги основні параметри вихідних високовольтних імпульсів, які генеруються комбінованими збудниками – стабілізаторами, мають складати: енергія імпульсу – від 0,2 до 1,0 Дж, амплітуда імпульсу – від 400 до 950 В, тривалість (на рівні 0,05 амплітудного значення) – від 50 до 100 мкс, а у окремих випадках (наприклад, при зварюванні плавким електродом у середовищі CO_2) – від 0,2 до 1,0 мс.

3. Для рішення задачі визначення потрібних параметрів імпульсів первісного та повторних збуджень зварювальної дуги можуть застосовуватися як одновимірні, так і багатовимірні моделі (проте теорії багатовимірної моделі до цього часу не існує). Для рішення задачі визначення оптимальних параметрів імпульсів первісного збудження зварювальної дуги постійного струму найбільш застосовна та розповсюджена одновимірні модель, яка надає можливість аналізувати формули та графіки, але не гарантує повного співпадіння з дослідженнями. При рішенні задач повторних збуджень дуги змінного зварювального струму може знайти застосовність (незважаючи на відсутність повноцінної теорії) й багатовимірні модель. У цьому випадку виникає потреба у введенні для кожного параметру поправкового коефіцієнту K_{Π} , які рівні відношенню в кожній точці експериментального значення. У подальшому все залежить від результатів отриманих експериментальних поправкових кривих.

4. Створення комбінованих збудників–стабілізаторів можливе лише за умови, якщо їх побудова передбачає послідовне підключення вихідних ланцюгів цих пристроїв у коло зварювальної або допоміжної (чергової) дуги.

Автор висловлює свою подяку інженерам Д.С. Оліяненку та В.Ю. Буряку за цінну допомогу, яку вони надали при підготовці цієї роботи.

Список літератури

1. (1986) *Оборудование для дуговой сварки. Справ. пособие.* Смирнов В.В. (ред.). Ленинград, Энергоатомиздат.
2. Темкин Б.Я. (1981) *Теория и расчет возбудителей сварочной дуги.* Автореф. дис. ... канд. техн. наук. Ленинград.
3. Райзер Ю.П. (1987) *Физика газового разряда.* Москва, Наука.
4. Гвоздецкий В.С. (1969) К теории катодных процессов в электрической дуге. *Автоматическая сварка*, **1** (часть 1), 33–37; **6** (часть 2), 1–4.
5. *Электротехнический справочник.* (1980) В 3-х т. Т.1. Общие вопросы. Электротехнические материалы. Герасимов В.Г., Грудинский П.Г., Жукова Л.А. и др. (редакторы.) 6-е изд., испр. и доп. Москва, Энергия.
6. Патон Б.Е., Заруба И.И., Дыменко В.В., Шатан А.Ф. (2007) *Сварочные источники питания с импульсной стабилизацией горения дуги.* Киев, Екотехнологія.
7. Farson D., Courardy C., Talkington J. et al. (1998) Arc initiation in gas metal arc welding. *Welding Res. Suppl.*, **8**, 315–321.
8. Кесаев И.Г. (1968) *Катодные процессы в электрической дуге.* Москва, Наука.
9. Кривцун И.В. (2018) Анодные процессы в сварочных дугах. *Автоматическая сварка*, **11–12**, 103–117.
10. Лесков Г.И. (1970) *Электрическая сварочная дуга.* Москва, Машиностроение.
11. Лесков Г.И., Лугин В.П. (1971) Исследование электрического пробоя промежутков между сварочными электродами. *Сварочное производство*, **2**, 10–11.
12. Махлин Н.М. (2015) Особенности бесконтактных возбуждений дуги переменного тока. *Автоматическая сварка*, **10**, 30–37.
13. Weinshehk H.E., Schellhase M. (1971) Wiedezundugscharakteristiken von Schweißlichtbogen mit abschmelzen der Elektrode. *ZIS-Mitt.*, **13**, **12**, 1706–1720.
14. Коротинський О.Є. (2007) *Високоєфективні джерела живлення для дугового зварювання на основі індуктивно-ємнісних перетворювачів.* Дис. ... д-ра. техн. наук. Київ.

15. Походня И.К. (1967) *Плавнение электрода и взаимодействие металла с газами при дуговой сварке.* Дис. ... д-ра техн. наук. Киев.

References

1. (1986) *Equipment for arc welding: Refer. book.* Ed. by V.V. Smirnov. Leningrad, Energoatomizdat [in Russian].
2. Temkin, B.Ya. (1981) *Theory and calculation of welding arc exciters.* In: Syn. of Thesis for Cand. of Tech. Degree. Leningrad [in Russian].
3. Rajzer, Yu.P. (1987) *Physics of gas discharge.* Moscow, Nauka [in Russian].
4. Gvozdetzky, V.S. (1969) To the theory of cathode processes in electric arc. *Avtomatich. Svarka*, **1** (Pt 1), 33–37; **6**, (Pt 2), 1–4 [in Russian].
5. (1980) *Electrotechnical reference book.* In: 3 Vol., Vol. 1: General problems. Electrotechnical materials. Ed. by V.G. Gerasimov, P.G. Grudinsky, L.A. Zhukova, et al. 6st Ed. Moscow, Energiya [in Russian].
6. Paton, B.E., Zaruba, I.I., Dymenko, V.V., Shatan, A.F. (2007) *Welding power sources with pulsed stabilization of arc burning.* Kiev, Ekotekhnologiya [in Russian].
7. Farson, D., Courardy, C., Talkington, J. et al. (1998) Arc initiation in gas metal arc welding. *Welding Res. Suppl.*, **8**, 315–321.
8. Kesaev, I.G. (1968) *Cathode processes in welding arcs.* Moscow, Nauka [in Russian].
9. Krivtsun, I.V. (2018) Anode processes in welding arcs. *The Paton Welding J.*, **11–12**, 91–104.
10. Leskov, G.I. (1970) *Electric welding arc.* Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
11. Leskov, G.I., Lugin, V.P. (1971) Investigation of voltage breakdown of gaps between welding electrodes. *Svarochn. Proizvodstvo*, **2**, 10–11 [in Russian].
12. Makhlin, N.M. (2015) Peculiarities of contactless ignitions of alternating current arc. *The Paton Welding J.*, **10**, 29–35.
13. Weinshehk, H.E., Schellhase, M. (1971) Wiedezundugscharakteristiken von Schweißlichtbogen mit abschmelzen der Elektrode. *ZIS-Mitt.*, **13**(**12**), 1706–1720.
14. Korotynskyi, O.E. (2007) *High-efficient power sources for arc welding on the base of inductive-capacitive transducers.* In: Syn. of Thesis for Dr. of Tech. Sci. Degree. Kyiv [in Ukrainian].
15. Pokhodnya, I.K. (1967) *Electrode melting and interaction of metal with gases in arc welding.* In: Syn. of Thesis for Dr. of Tech. Sci. Degree. Kiev [in Russian].

PROCESSES OCCURRING AT EXCITATION OF THE WELDING ARC (Review)

N.M. Makhlin

SC «REC WCPE of the E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine».

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: electro@paton.kiev.ua

In view of the absence so far of a complete theory of the process of welding arc excitation, which could provide a convincing explanation of the entire totality of the known facts, some important theoretical and experimental data of different authors are considered as regards the processes of primary excitation of the welding arc in arc and plasma welding which is important for designing electronic boosting devices, which generate pulses of high and higher voltage that are injected into the inter-electrode gap to ensure contactless primary and repeated excitations of the welding arc. Requirements to pulse parameters that are generated by these devices are given, which are obtained on the base of many investigations (including theoretical studies), experience of development and application of booster devices. Analytical expressions are proposed to create the theory of the process of d.c. welding arc excitation. 15 Ref.

Key words: welding arc excitation at arc and plasma welding, glowing, spark and arc discharges, primary ignition voltage, repeated excitations of a.c. arc, combined devices - exciters-stabilizers, energy, amplitude, pulse duration

Надійшла до редакції 10.08.2020

«Kharkiv PromDays 2020»

28-30 жовтня 2020

Єдина промислова подія в Україні, що привертає увагу всіх фахівців машинобудівельної та енергетичної галузі.



«Арт-завод МЕХАНІКА»:
Харків, вул. Плеханівська, 126,
метро «Завод ім. Малишева»
(057) 756-20-48, (067) 579-64-47
E-mail: info@adt.com.ua
www.adt.com.ua

Допоміжні системи роботизованого зварювання: підтримка автоматизованого серійного виробництва

Наша мета – повністю автономний процес автоматизованого зварювання та бездоганні зварні шви. Повітряні зазори, допуски на затискання та інші неоднорідності відійдуть у минуле або будуть автоматично компенсовані роботизованою зварювальною системою. Попри те що деякі інновації з'являться лише у віддаленій перспективі, вже зараз численні роботизовані допоміжні системи сприяють скороченню кількості операцій, що здійснюються у ручному режимі під час автоматизованого серійного виробництва. Завдяки технологіям WireSense, SeamTracking, TouchSense і TeachMode компанія Fronius змогла розробити широкий діапазон передових систем різного призначення.

Нині існує цілий ряд найрізноманітніших систем автоматизованого роботизованого зварювання. Проте завдання в них одне – оптимізувати витрати часу на виконання циклів та забезпечити високу якість і надійність швів. Через те великого значення під час зварювання набувають датчики. Лазери, камери й навіть тактильні датчики допомагають визначати правильність розташування компонента та наявність повітряних зазорів. Крім того, з їх допомогою можна аналізувати, як спрацює система за певних умов. Однак монтаж та експлуатація такого додаткового обладнання коштують дорого; капітальні витрати часто є дуже суттєвими.

Більшість таких систем суттєво покращують якість швів, проте водночас вони не дають змоги оптимізувати витрати часу на виконання циклів. Їх контури перешкод часто обмежують доступ до компонентів, тож компанія Fronius пропонує альтернативне рішення, здатне ефективніше виконувати поставлені завдання. Високоточне керування зварювальним дротом у поєднанні з функцією оперативної передачі даних джерела струму TPS/i передбачає, що дріт можна використовувати і як датчик, і як і присадний матеріал. Такий підхід означає появу цілком нових можливостей.

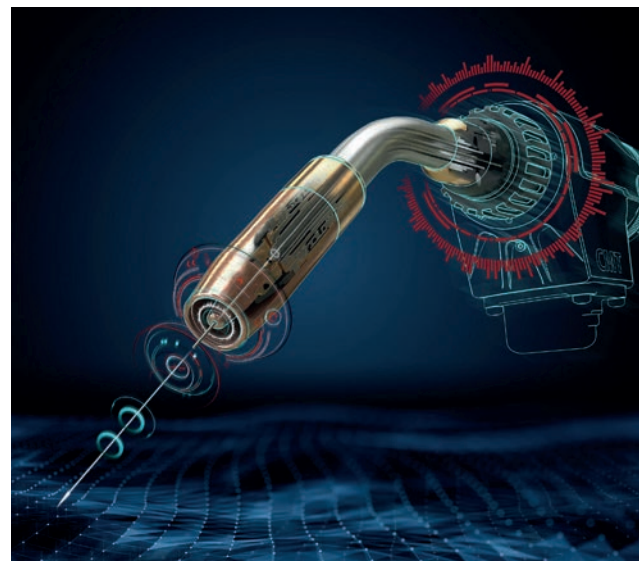
Визначення положення країв і висоти повітряних зазорів за допомогою WireSense

Запатентована технологія WireSense сумісна зі зварювальною системою. Завдяки їй роботизована установка може визначати положення країв і будь-які повітряні зазори між листами. Для цього дровий електрод використовується як датчик висоти. У процесі сканування за допомогою WireSense роботизована установка передусім набуває потрібного положення. Зварювальний дріт, на який подається низька напруга датчика, здійснює сканування компонента за допомогою зворотних рухів дроту в діапазоні 100 Гц. Якщо дріт торкається компонента, це призводить до незначного короткого замикання. Коротке замикання усувається шляхом підймання дроту.

Джерело струму TPS/i здійснює аналіз зміни положення зварювального дроту в момент короткого

замикання і надає роботизованій установці доступ до дроту як до джерела сигналу висоти. Використовуючи відомості щодо положення, надані контролером робота, технологія WireSense на основі визначеної на початку еталонної точки забезпечує точний запис даних щодо зміни геометрії кожного компонента. Якби роботизована установка та система WireSense переміщувалися над деталлю вздовж нескінченного ряду послідовних траєкторій, здійснюючи запис кожної точки, теоретично було б можливо створити повний тривимірний контур компонента.

На практиці найважливішими напрямками застосування такої системи датчиків є визначення положення країв і висоти, наприклад, для з'єднань нахлестом. Вказаний граничний рівень, який є дещо нижчим за висоту краю листа, визначається заздалегідь. Якщо в процесі сканування за допомогою WireSense джерело струму виявляє значення, що перевищують такий граничний рівень, це свідчить про визначення краю листа, після чого на TPS/i миттєво виводяться цифровий сенсорний сигнал і визначене значення висоти. У результаті робіт отримує відомості щодо положення краю листа та його висоти.



Дріт слугує датчиком для нових допоміжних систем роботизованого зварювання від Fronius.

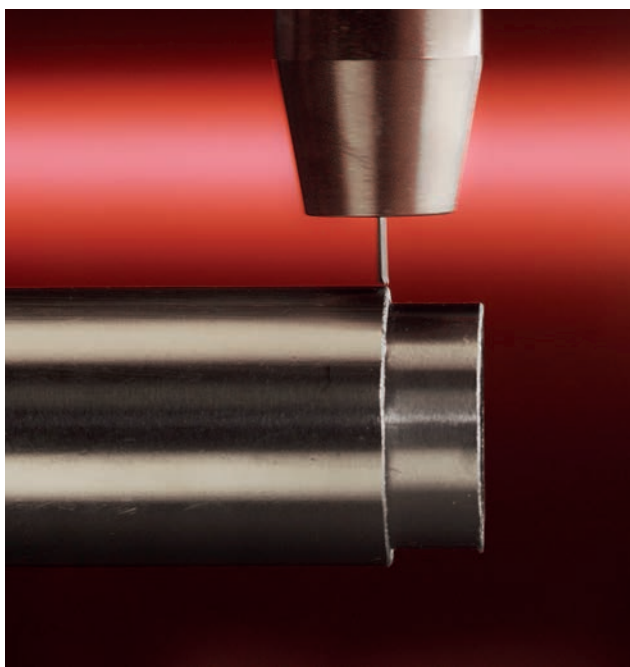
Визначення країв: корекція траєкторії руху роботизованої установки

Контролер робота може використовувати цей сигнал для збереження даних щодо поточного положення з подальшим коригуванням траєкторії руху шляхом порівняння таких даних із цільовими параметрами. Таким чином, будь-які наявні в компонентах відхилення розпізнаються та компенсуються. Після цього роботизована установка здійснює зварювання у точно визначеному місці. Визначення країв доступне для матеріалів завтовшки понад 0,5 мм і листів завтовшки до 20 мм.

Вимірювання висоти: надійне зварювання при повітряні зазори

Оскільки точно виміряна висота країв листа також передається за допомогою цифрового сенсорного сигналу, WireSense дає змогу розрахувати будь-які повітряні зазори між листами. За умови завчасного визначення для розрахунку повітряних зазорів можна активувати відповідні програми або завдання зварювання, що зберігаються у TPS/i. Тож роботизована установка може спрацювати належним чином і виконати процес на основі параметрів зварювання, визначених відповідно розміру конкретного повітряного зазору.

Отже, за допомогою WireSense можна усунути відхилення щодо допусків у зварювальних компонентах, а також компенсувати допуски, передбачені технологією затискання. Допоміжна система забезпечує високу якість шва, мінімізацію обсягу переробок і відмов компонентів, і все це – в повному обсязі й без використання будь-якого додаткового сенсорного обладнання. Для цього зварювальну установку Fronius необхідно обладнати системою CMT, що гарантує високоточне керування зварювальним дротом.



За технологією WireSense дровий електрод сканує компонент, визначаючи висоту і положення країв листа або труби.



Сканування компонентів за допомогою дрового електрода можливе завдяки його точному й динамічному подаванню приводним механізмом Robacta Drive CMT.

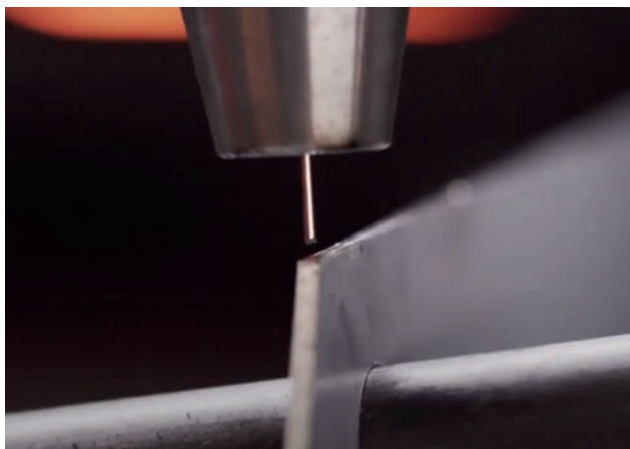
Швидке програмування роботизованої системи за допомогою TeachMode

Перш ніж розпочати зварювання, траєкторію руху роботизованої установки необхідно запрограмувати вручну. Це так званий процес навчання. Його виконує зварювальник або програміст із використанням підвісного пульта для керування роботом, здійснюючи сканування компонента та збереження даних щодо положення. Що стосується якості зварного шва, важливо підтримувати сталу відстань між компонентом і контактною трубкою вздовж усього шва. Це явище називається вильотом електрода. Допоміжні системи також оптимізують процес, що потребує ручної багатогодинної праці.

Технологія TeachMode від Fronius використовує зворотний рух зварювального дроту для запобігання його згинанню під час сканування компонента. Реверсивний рух зварювального дроту відбувається відразу після того, як роботизована система здійснить кінцевий виліт електрода на попередньо встановлену величину. Водночас візуальний/звуковий сигнал сповіщає користувача про необхідність прибрати зварювальний пальник від компонента. Це позбавляє необхідності видаляти деформований дріт або здійснювати повторне вимірювання вильоту електрода, а також майже на третину прискорює процес навчання.



Технологію WireSense можна використовувати з будь-якою зварювальною системою TPS/i від Fronius, оснащеною обладнанням для зварювання CMT.



Технологія TeachMode від Fronius допомагає програмувати траєкторію руху роботизованої системи і таким чином максимально оптимізувати процес.

SeamTracking: відстежування швів під час зварювання

Допоміжну систему SeamTracking від Fronius зазвичай використовують для виготовлення залізничного та будівельного транспорту. Під час зварювання товстих листів або виконання довгих швів тепло, що виділяється, може призводити до спотворення або зміщення компонентів. Щоб забезпечити правильне положення зварювання роботизованою установкою, потрібна система, яка б точно визначала таке положення. Тому для кутових і підготовлених стикових швів можна застосовувати систему SeamTracking без необхідності використання будь-якого додаткового сенсорного обладнання.

Для цього роботизована установка виконує рухи назад і вперед між двома листами, зварюючи їх. Робот використовує виміряні фактичні значення для окремих параметрів зварювання з метою визначення фактичного положення або будь-яких відхилень. Попередньо запрограмована траєкторія автоматично коригується, а роботизована установка забезпечує надійний зварювальний процес у правильному положенні.

Визначення положення кутових швів за допомогою TouchSense

Щоб компенсувати допуски на компоненти та затискання, роботизована установка щоразу перед зварюванням активує технологію TouchSense для автоматичної перевірки положення кутових швів. Для цього робот торкається двох листів дровим електродом або газовим соплом, на які подається низька напруга датчика, у визначених початковій і кінцевій точках зварного шва. Сигнали, що подаються під час короткого замикання, дають змогу визначити ідеальну початкову точку.

Економія коштів завдяки дровим допоміжним системам

Допоміжні роботизовані системи Fronius загалом забезпечують ефективніше та надійніше роботизоване зварювання. Оскільки робот може самостійно здійснювати корекцію траєкторії зварного шва, обсяг повторного виконання операцій на компонентах суттєво меншає, як і кількість часу і зусиль на подальше перепрограмування траєкторій руху установок. Усе це дає змогу скоротити виробничі витрати. Завдяки допоміжним системам Fronius дровий електрод можна використовувати і як датчик, і як присадний матеріал. У такий спосіб можна заощадити кошти і час на обслуговування сенсорного обладнання. На додачу, цей метод жодним чином не обмежує доступність компонентів.

Відео про **WireSense**:

https://www.youtube.com/watch?v=C0YawfPs_Tk

Відео про **TeachMode**:

<https://www.youtube.com/watch?v=95zvimzn0s0>

Відео про **TouchSense & SeamTracking**:

<https://www.youtube.com/watch?v=16rglvD8qLc&t=3s>

За матеріалами прес-релізу компанії Fronius



INDIA ESSEN WELDING & CUTTING

9th International Trade Fair
Joining - Cutting - Surfacing

25–27 March, 2021

Bombay Convention & Exhibition Centre
Goregaon (East), Mumbai, India



ПЕРЕДПЛАТА 2021

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

*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю.

**«The Paton Welding Journal» – переклад журналу «Автоматичне зварювання» на англійську мову.

Передплату на журнали можна оформити по каталогах передплатних агенцій «Преса», «Прес Центр», «АС Медіа» та у видавництві. 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 видавництва:

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

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

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

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

На сайті видавництва у 2020 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2018 рр.



Журнал **«Автоматичне зварювання»** є міжнародним науково-технічним та виробничим журналом у галузі технічних наук. В журналі публікуються результати досліджень за напрямками: матеріалознавство та металургія зварювання, наплавлення та інших споріднених технологій; технології та матеріали для зварювання конструкційних матеріалів; виробництво зварних металопродукцій для різних галузей промисловості; відновлювальний ремонт для подовження ресурсу зварних конструкцій і вузлів; проблеми міцності, конструювання та оптимізації зварних конструкцій; технології 3D друку, які базуються на зварювальних процесах; гібридні технології зварювання. В журналі публікується також інформація про нові зварювальні матеріали, джерела живлення та технології; звіти про виставки, конференції та семінари, анонси нових книг та винаходів, новини від відомих компаній та інше.



Журнал **«Сучасна електрометалургія»** є міжнародним науково-теоретичним та виробничим журналом у галузі технічних наук. В журналі публікуються результати досліджень у сферах: металургія чорних і кольорових металів та сплавів; спеціальна електрометалургія (електрошлакова, електронно-променева, плазмова- та вакуумно-дугова технології); нові матеріали; енерго- і ресурсозбереження; матеріалознавство, 3D технології у спеціальній електрометалургії. Публікується також допоміжна інформація з тематики журналу.



Журнал **«Технічна діагностика та неруйнівний контроль»** є міжнародним науково-технічним та виробничим журналом у галузі технічних наук. В журналі публікуються результати досліджень з діагностики матеріалів і конструкцій та методи неруйнівного контролю для оцінки стану матеріалів і конструкцій; теорія, методи і засоби технічної діагностики. Розміщуються матеріали з моніторингу конструкцій та подовження ресурсу та працездатності засобами НК. Публікується супутня інформація з тематики журналу, а також інформація про події та новини в Українському товаристві НК та ТД.

РЕКЛАМА В ЖУРНАЛАХ

Реклама публікується на обкладинках і внутрішніх вклейках журналів.

Перша сторінка обкладинки – 200x200 мм.

Друга, третя і четверта сторінки обкладинки – 200x290 мм.

Перша, друга, третя, четверта сторінки внутрішньої обкладинки – 200x290 мм.

Вклейка А4 – 200x290 мм. Розворот А3 – 400x290 мм. А5 – 185x130 мм.

Розміри журналів після обрізу 200x290 мм.

Всі файли в форматі IBM PC, кольорова модель CMYK, роздільна здатність 300 dpi.

ВАРТІСТЬ РЕКЛАМИ

Ціна договірна. Передбачена система знижок. Вартість публікації статті на правах реклами становить половину вартості рекламної площі. Публікується тільки профільна реклама з тематики журналів. Відносно вартості, знижок та термінів публікації прохання звертатися у видавництво.

ВИДАВНИЦТВО

Міжнародна Асоціація «Зварювання»
03150, Київ, вул. Казимира Малевича, 11
Тел./факс: 38044 200-82-77
E-mail: journal@paton.kiev.ua
<https://patonpublishinghouse.com>