

Автоматическая сварка

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

3MICT

МІЦНІСТЬ І МЕХАНІКА РУЙНУВАННЯ

Лобанов Л.М., Пащин М.О., Миходуй О.Л., Гринюк А.А., Гончаров П.В., Альошин А.О., Соломійчук Т.Г., Сидоренко Ю.М., Устименко П.Р., Yuhui Yao. Вплив форми електрода на напружено-деформований стан сплаву АМг6 при його електродинамічній обробці5

МЕТАЛОЗНАВСТВО

Головко В.В. Вплив інокулянтів на особливості формування структури зварних швів низьколегованих сталей (Огляд)....12

Борисов Ю.С., Волос О.В., Вігілянська Н.В., Задоя В.Г., Стрельчук В.В. Вплив параметрів процесу магнетронного напилення на фазовий склад і структуру покриттів з нітриду вуглецю......16 Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський В.Р. Вплив

термічної обробки зразків з Ті6АІ4V, виготовлених за технологією вибіркового лазерного плавлення, на структуру та механічні властивості21

Пальцевич А.П. Взаємодія розчиненого водню з дислокаційною структурою низьковуглецевого наплавленого металу ... 27

ЗВАРЮВАННЯ ПОЛІМЕРІВ

Ващук А.В., Мотруніч С.І., Демченко В.Л., Юрженко М.В., Ковальчук М.О., Мамуня Є.П. Хімічне зварювання внапу-

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ

Царик Б.Р., Мужиченко О.Ф., Махненко О.В. Математична модель визначення залишкових напружень і деформацій при зварюванні тертям з перемішуванням алюмінієвого

ЗАХИСНІ ПОКРИТТЯ

Войнарович С.Г., Алонцева Д.Л., Кислиця О.М., Калюжний С.М., Цимбаліста Т.В., Димань М.М. Мікроплазмове напилення покриття з використанням цирконієвого дроту......45

ЗВАРЮВАЛЬНЕ ОБЛАДНАННЯ

Драченко М.П., Коротинський О.Є. Високопродуктивне обладнання для тандемного ММА зварювання (наплавлення) ... 51

ΙΗΦΟΡΜΑЦΙЯ

Інститут електрозварювання в Міжнароді	і ім. Є.С ному іне
Календар вересня	61
Перша в світі монографія з автоматичного зварювання бронеконструкцій	60
Виставка оборонної промисловості MSPO-2022	59
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона посилює співпрацю з німецькими колегами	57
П.О. Косенку – 80!	56



Automatic Welding

Published 12 times per year since 1948

CONTENT

STRENGTH AND FRACTURE MECHANICS

Lobanov L.M., Pashchyn M.O., Mykhoduj O.L., Hryniuk A.A., Honcharov P.V., Alyoshyn A.O., Solomiychuk T.G. Sydorenko Yu.M., Ustymenko P.R., Yuhui Yao. Influence of electrode shape on stressed-strained state of AMg6 alloy during its electrodynamic treatment......5

METAL SCIENCE

Holovko V.V. Influence of inoculants on the features of weld structure formation in low-alloyed steels (Review)	12
Borysov Yu.S., Volos O.V., Vigilyanska N.V., Zadoya V.G., Strelchuk V.V. Influence of parameters of magnetron sputtering process on phase composition and structure of carbon nitride coatings	.16
Adjamskiy S.V., Kononenko G.A., Podolskyi V.R. Influence of heat treatment of specimens from Ti6Al4V manufactured by the technology of selective laser melting on structure and mechanical properties	.21
Paltsevych A.P. Interaction of dissolved oxygen with the dislocation structure of low-carbon deposited metal	27

WELDING POLYMERS

Vashchuk A.V., Motrunich S.I., Demchenko V.L., Yurzhenko M.V., Kovalchuk M.O., Mamunya E.P. Chemical overlap welding of

PROCESS MODELING

Tsaryk B.R., Muzhichenko O.F., Makhnenko O.V. Mathematical model of determination of residual stresses and

PROTECTIVE COATNGS

Voinarovych S.G., Alontseva D.L., Kyslytsia O.M., Kalyuzhnyi S.M., Tsymbalista T.V., Dyman M.M. Microplasma

WELDING EQUIPMENT

Drachenko M.P., Korotynskyi O.E. High performance	
equipment for tandem MMA welding (surfacing)	51

INFORMATION

	Kosenko - 80!	56
і ім. Є.О. Патона посилює егами57	E.O. Paton Electric Welding Institute strengthens coperation with German colleagues	57
повості MSPO-202259	Exhibition of defense industry MSPO-2022	59
автоматичного зварювання 	The world's first monograph on automatic welding armored structures	60
61	September calendar	61
нститут електрозварювання ім. Є.О в Міжнародному інс та в Європейській зва	. Патона НАНУ представляє Україну титуті зварювання рювальній федерації	
The E.O. Paton Electric Welding Instit	tute of the NASU represents Ukraine	

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

Автоматическая сварка Automatic Welding

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Вчені IE3 ім. Є.О. Патона НАНУ: І.В. Крівцун (головний редактор), В.М. Ліподаєв (штатний заст. гол. ред) О.М. Берднікова, В.В. Книш, В.М. Коржик, Ю.М. Ланкін, Л.М. Лобанов, С.Ю. Максимов, М.О. Пащин, В.Д. Позняков, І.О. Рябцев, К.А. Ющенко; **В.В. Дмитрик**, НТУ «ХПІ», Харків; В.В. Квасницький, С.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. Пілярчік, Інститут зварювання, Глівіце, Польща

Засновники

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

Адреса

IE3 ім. Є.О. Патона НАНУ 03150, Україна, Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11 Тел./факс: (38044) 205-23-90 E-mail: journal@paton.kiev.ua www.patonpublishinghouse.com/ukr/journal/as

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

Рекомендовано до друку редакційною колегією журналу

Свідоцтво про державну реєстрацію КВ 4788 від 09.01.2001 ISSN 0005-111X

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

Передплата 2023

Передплатний індекс 70031. 12 випусків на рік (видається щомісячно). Друкована версія: 3360 грн. за річний комплект з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю. Електронна версія: 3360 грн. за річний комплект (випуски журналу надсилаються електронною поштою у форматі .pdf або для IP-адреси комп'ютера передплатника надається доступ до архіву журнала). Передплата можлива на попередні випуски за любий рік.

Статті з журналу «Автоматичне зварювання» вибірково перевидаються англійською мовою в журналі «The Paton Welding Journal»: www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj

За зміст рекламних матеріалів видавець відповідальності не несе.

EDITORIAL BOARD

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

Founders

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

Address

E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU 03150, Ukraine, Kyiv-150, 11 Kazymyr Malevych Str. Tel./fax: (38044) 205-23-90 E-mail: journal@paton.kiev.ua www.patonpublishinghouse.com/eng/journal/as

The Journal is included in the list of publications approved by the Ministry of Education and Science of Ukraine for the publication of works of applicants for academic degrees in specialties 131, 132, 151. Order of the MES of Ukraine № 409 of 17.03.2020.

Recommended for printing Editorial Board of the Journal

Certificate of state registration of KV 4788 dated 09.01.2001 ISSN 0005-111X DOI: http://dx.doi.org/10.37434/as

Subscription 2023

Subscription index 70031. 12 issues per year (issued monthly), back issues available. \$384, subscriptions for the printed (hard copy) version, air postage and packaging included. \$312, subscriptions for the electronic version (sending issues of Journal in pdf format or providing access to IP addresses). Subscription is possible for previous issues for any year.

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

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

Підписано до друку 14.09.2022. Формат 60×84/8. Офсетний друк. Ум. друк. арк. 7,44. Друк ТОВ «ДІА». 03022, м. Київ-22, вул. Васильківська, 45.

НВО «Червона Хвиля» — 25!

В вересні святкує своє 25-річчя київське підприємство ПрАТ «НВО «Червона Хвиля».

Вся історія підприємства з моменту заснування у далекому 1997 р. нероздільно пов'язана з титановим виробництвом, а також з розвитком і впровадженням електронно-променевих технологій.

Початковою метою діяльності молодої компанії стало створення першого в Україні повного циклу з виробництва титанових зливків. На підприємстві було створено виробничу ділянку з якісної підготовки титанового брухту до переплаву. Спільно з Науково-виробничим центром «Титан» Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона було розроблено методику виробництва високоякісних титанових зливків електронно-променевим переплавом з шихти, яка повністю складалася з брухту та відходів. В результаті вже через рік на світовому титановому ринку з'явилися дешеві та якісні зливки та сляби, які купували гранди титанової індустрії у США, Європі та Китаї. НВО «Червона Хвиля» швидко перетворилася з експортера сировини на імпортера титанового брухту та найбільшого в Україні експортера титанових напівфабрикатів.

З часом більшість компаній, у яких утворювалося багато титанових відходів, вирішили додати до свого традиційного парку плавильних систем електронно-променеві плавильні печі — в титановому світі розпочався справжній бум такого обладнання. Тому власники НВО «Червона Хвиля» вирішили переорієнтувати свою діяльність з металевого виробництва на створення найсучаснішого електронно-променевого плавильного обладнання — вони мали підстави вважати, шо ніхто інший не мав такого поєднання знань особливостей технології плавки з власною реальною виробничою практикою.

З цією метою в 2005 р. було створено Конструкторське бюро вакуумно-металургійного обладнання з командою висококласних конструкторів, інженерів та технологів. Вже через три роки було спроектовано і збудовано першу велику електронно-променеву плавильну піч для виробництва 10-тонних титанових зливків. Потім були інші проекти, пов'язані не тільки з титаном, але й іншими вартісними металами.

Слід відзначити, що основою всіх розробок компанії — технологічних і конструктивних — завжди були газорозрядні електронні гармати. Унікальне поєднання виняткових технологічних можливостей, широкого діапазону технічних умов експлуатації та простоти обслуговування зробили ці гармати незамінним інструментом для багатьох процесів вакуумної металургії. Розроблені інженерами компанії газорозрядні електронно-променеві гармати потужністю до 600 кВт використовуються в усьому світі для плавки та рафінування титану, ніобію, танталу, молібдену, ванадію, цирконію, кремнію та платини у сучасних системах ЕВ-РVD та спеціальних зварювальних застосуваннях.



Виняткова здатність газорозрядних електронних гармат безпосередньо генерувати профільні електронні промені, у тому числі порожнисті, стала передумовою для створення в 2014 р. технології 3D друку, відомої як хВеат 3D Metal Printing. Ця розробка стала початком нового етапу розвитку компанії в галузі адитивного виробництва. Технічні характеристики спеціальної електронної гармати та особливості технологічного процесу осадження забезпечили значні конкурентні переваги цієї техно-





логії. Перші замовлення на системи 3D друку хВеат почали надходити ще на стадії розробки. До цього часу вже доведено незалежними дослідженнями можливість виготовлення 3D друком титанових виробів, які за властивостями не поступаються якості традиційного кованого металу, що є критичним для аерокосмічної галузі.

Наукові дослідження завжди займали особливе місце в діяльності НВО «Червона Хвиля» адже основний бізнес компанії — розробка високотехнологічного обладнання, що вимагає як фундаментального теоретичного обгрунтування технологічних та інженерних рішень, так і підтвердження отриманих результатів глибокими дослідженнями структури та властивостей металевих ви-

робів, отриманих за розробленими методиками. Поєднання великого досвіду інженерів компанії в проектуванні вакуумних систем з глибокими знаннями технологів у фізичній металургії дозволяє не тільки конкурувати з найкращими іноземними технологіями, але й часто перевершувати їх за рахунок неординарних технічних рішень. Інновації, розроблені колективом НВО «Червона Хвиля»,

захищені патентами та заявками на винаходи в Україні, США, Німеччині, Китаї тощо. Вчені та технологи компанії є постійними учасниками та доповідачами на міжнародних конференціях в галузях титанового виробництва, електронно-променевих та адитивних технологій.

Останнім часом основним напрямком науково-технічних досліджень та разробок НВО «Червона Хвиля» є вивчення технологічних можливостей профільних електронних променів, які можна згенеровувати за допомогою газорозрядних електронних гармат з різною конфігурацією електродних систем.

Успішна науково-дослідницька діяльність НВО «Червона Хвиля» була б неможливою без мето-

дологічного та практичного співробітництва з партнерами з академічного та університетського середовища, серед яких можна відзначити Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України, НТУУ «КПІ імені Ігоря Сікорського», TWI та Університет Манчестера (Велика Британія), Шанхайський університет науки та технологій (Китай) та, звичайно, Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона



НАН України, з яким тісно пов'язана вся історія розвитку компанії — від заснування до цього часу.

Сьогодні НВО «Червона Хвиля» продовжує розвивати та вдосконалювати технологічну та інженерну базу. Колектив компанії — це близько двадцяти науковців, серед яких один доктор та два кандидати наук, інженерів та конструкторів, на рахунку яких десятки реалізованих дослідницьких та промислових проектів.

На протязі всіх 25 років своєї історії компанія спирається на три основні принципи — власні технології, власний дизайн обладнання, власний досвід експлуатації. Це завжди допомогало ефективно долати весь шлях від розробки до

впровадження і отримувати визнання провідних компаній у всьому світі. Ми віримо, що наші кращі розробки ще попереду!

Запрошуємо до співробітництва!

Директор НВО «Червона Хвиля» Дмитро Ковальчук





ВПЛИВ ФОРМИ ЕЛЕКТРОДА НА НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНИЙ СТАН СПЛАВУ АМг6 ПРИ ЙОГО ЕЛЕКТРОДИНАМІЧНІЙ ОБРОБЦІ

Л.М. Лобанов¹, М.О. Пащин¹, О.Л. Миходуй¹, А.А. Гринюк¹, П.В. Гончаров¹, А.О. Альошин¹, Т.Г. Соломійчук¹, Ю.М. Сидоренко², П.Р. Устименко², Yuhui Yao³

¹IE3 ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua ²HTУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, просп. Перемоги, 37. E-mail: mail@kpi.ua ³Shenzhen Hanzhizi Science and Technology Co., Ltd. 6th Floor, Building B, Bantian International Center, 5 Huancheng South Rd., Longgang District, Shenzhen, Guangdong, PRC. E-mail: 514929948@qq.com

Обгрунтовано переваги застосування електродинамічної обробки (ЕДО) металу в процесі зварювання у порівнянні з ЕДО при кімнатній температурі. Розглянуто переваги і недоліки застосування в процесі зварювання електрода для ЕДО у формі циліндричного стрижня та ролика. Методом математичного моделювання у плоскій та вісесиметричній постановках проведено оцінку впливу форми електрода-ударника на напружено-деформований стан зварної пластини із алюмінієвого сплаву АМг6 після застосування динамічної складової ЕДО. Описано особливості та відмінності створення та використання розроблених математичних моделей. Визначено розподіл значень по товщині пластини напружено-деформованого стану, зокрема, величини зони пластичних деформацій та напружень при взаємодії пластини з електродом-ударником, що рухається зі швидкістю 5 м/с. Встановлено, що використання ударника циліндричної форми з напівсферичним робочим торцем (вісесиметричної форми) у порівнянні з роликом (плоскої видовженої форми) є більш ефективним з позицій оптимізації залишкового напруженого стану в пластині. Використання циліндричного ударника призводить до формування в пластині напружень стиску зі значеннями до –120 МПа. Це має позитивно впливати на розподіл залишкових зварних напружень при дії динамічної складової ЕДО. Бібліогр. 4, табл. 3, рис. 7.

Ключові слова: електродинамічна обробка, алюмінієвий сплав, ударна взаємодія, математичне моделювання, залишкові напруження, пластичні деформації, електрод-індентор, рух, пружнопластичне середовище

Вступ. Проблема регулювання залишкових зварювальних напружень та деформацій в конструкціях із алюмінієвих сплавів є актуальною, що зумовлено їх застосуванням у різних галузях промисловості і транспорту, де напружено-деформовані стани суттєво впливають на службові характеристики виробів.

Перспективним методом регулювання напружено-деформованих станів конструкцій є електродинамічна обробка (ЕДО) зварних з'єднань, яка базується на ініціюванні у металі виробів електродинамічних сил, що виникають при проходженні в останніх імпульсу електричного струму (ІЕС) [1, 2]. Використання ЕДО дозволяє змінювати напружено-деформований стан (НДС) зварних з'єднань за рахунок точкових ударів електрода-індентора в зоні зварного з'єднання з одночасним пропусканням ІЕС. При ЕДО метал зварного з'єднання піддається електродинамічному впливу, що ініціює електропластичний ефект в зоні обробки і як наслідок – релаксацію залишкових зварювальних напружень [3].

Виконання ЕДО протяжних зварних з'єднань, в тому числі і в процесі зварювання, потребує розширення можливостей методу за рахунок оптимізації умов контактної взаємодії електрода для ЕДО з поверхнею металу, що підлягає обробці. Реалізація методу ЕДО в процесі зварювання забезпечує зменшення часу виготовлення зварної конструкції внаслідок переходу від послідовного до одночасного проведення зварювання і обробки. Це також створює можливості для автоматизації даної технології.

Апаратурне забезпечення методу зводиться до організації синхронного переміщення зварювального пальника та електродного пристрою для ЕДО – системи «Пальник + Електрод ЕДО». Тобто система «Пальник + Електрод ЕДО» безупинно рухається вздовж зварного шва. Це вимагає конструктивно-технологічних рішень, які направлені на якісне забезпечення дискретної динамічної взаємодії контактної поверхні електрода ЕДО, який безупинно рухається вздовж зварного шва. При тому взаємодія відбувається в момент проходження IEC по електроду в метал зварного з'єднання.

Розглядали два варіанти взаємодії. При реалізації першого варіанту здійснювали динамічний контакт напівсферичного торця електрода циліндричної форми з плоскою поверхнею зварного

Лобанов Л.М. – Scopus Author ID 6603876807, Пащин М.О. – Scopus Author ID 7801572218, Миходуй О.Л. – Scopus Author ID 36189953300, Гринюк А.А. – Scopus Author ID 57306038400, Гончаров П.В. – Scopus Author ID 57194696938, Альошин А.О. – http://orcid.org/000-001-9696-6800, Соломійчук Т.Г. – https://orcid.org/0000-0002-3038-8291, Сидоренко Ю.М. – Scopus Author ID 55676011800, Устименко П.Р. – Scopus Author ID 57225143676, Yuhui Yao – https://orcid.org/0000-0001-7196-1317 © Л.М. Лобанов, М.О. Пащин, О.Л. Миходуй, А.А. Гринюк, П.В. Гончаров, А.О. Альошин, Т.Г. Соломійчук, Ю.М. Сидоренко, П.Р. Устименко, Yuhui Yao, 2022 з'єднання, що підлягає ЕДО [1–3]. При другому реалізовували динамічний контакт поверхні циліндричного ролика, який котиться по поверхні зварного шва, яка піддається ЕДО.

На рис. 1 представлено схему контакту циліндричного електрода 4 з металом зварного шва 5. Контактна взаємодія напівсферичного торця електрода з плоскою поверхнею металу, що обробляється, здійснювалася з використанням індуктора лінійного вертикального переміщення 2. Індуктор було розташовано вздовж загальної вертикальної вісі з електродною системою 3 кріплення електрода 4. До недоліків схеми рис.1 слід віднести необхідність дискретного позиціонування електрода відносно поздовжньої центральної вісі шва та протидії заклинювання електрода в процесі безперервного поздовжнього переміщення системи «Пальник + Електрод ЕДО» в процесі зварювання.

На рис. 2 представлено конструктивну схему контакту електрода 4 у вигляді ролика з металом звар-



Рис. 1. Варіант конструктивної схеми контакту електрода ЕДО у формі циліндру з металом зварного шва: *1* – пальник для зварювання; *2* – індуктор лінійного вертикального переміщення; *3* – електродна система; *4* – електрод ЕДО; *5* – зварний шов; *v*₃₈ – напрямок зварювання

ного з'єднання 5, яке встановлено на збиральній плиті 6. Ролик має форму циліндру, що котиться по поверхні зварного з'єднання. Контактну взаємодію поверхні ролика здійснювали вздовж утворюючої лінії циліндра з використанням індуктора лінійного переміщення 1. Індуктор було розташовано сумісно з системою фіксації З ролика, яку було закріплено в корпусі 2. Дана конструкція є більш простою у реалізації у порівнянні з представленою на рис. 1, де має місце серія дискретних динамічних контактів електрода з поверхнею шва в процесі виконання зварного шва. У конструкції електрода у вигляді ролика дискретність виключено за рахунок безперервного кочення останнього вздовж зварного шва, яке супроводжується періодичними пропусканнями ІЕС у зварний шов (через ролик).

При порівнянні схем рис. 1 і 2 слід зазначити, що остання є більш простою для реалізації внаслідок виключення дискретності контактної взаємодії за рахунок кочення електрода по поверхні шва. До теперішнього часу не проводили досліджень впливу форми електрода на НДС металу в зоні контактної взаємодії після ЕДО. Тому актуальною є оцінка залишкового НДС металу, що є наслідком його динамічної контактної взаємодії з електродом у формі циліндру або ролику.

Деякі питання експериментального визначення напружень після зварювання розглядалися в роботі [1], але такі методи дозволяють встановлювати величини напружень зварювання лише на поверхні тіла та за рахунок його часткового руйнування. З метою більш повної оцінки НДС таких конструкцій застосовують сучасні засоби математичного моделювання. У роботі [2] описані результати комп'ютерного моделювання процесу ударної взаємодії електрода-індентора зі зварною пластиною (розглядалася лише динамічна складова ЕДО), яке проводилося на основі співвідношень Прандтля-Рейса [3], що описують рух середовища в плоскій двовимірній лагранжевій постановці з використанням програми «ANSYS/LS-DYNA». Слід зазначити, що



Рис. 2. Варіант конструктивної схеми контакту електрода ЕДО у формі ролика з металом зварного шва: *1* – індуктор лінійного переміщення; 2 – корпус кріплення ролика; *3* – система фіксації ролика; *4* – електрод ЕДО; *5* – зварне з'єднання; *6* – збиральна плита

застосування такої постановки відповідає моделюванню процесу ЕДО пластини плоским електродом-інденторем нескінченної довжини.

В той же час ЕДО проводиться електродами-інденторами вісесиметричної форми, наприклад, у формі циліндра. Тоді моделювання процесу ЕДО таким індентером слід проводити із застосуванням іншої – вісесиметричної постановки.

Таким чином, метою роботи є математична оцінка впливу форми електрода-ударника на напружено-деформований стан пластини після застосування динамічної складової електродинамічної обробки.

Розрахункова (математична) модель задачі. Розрахункова схема процесу обробки зварної пластини динамічною складовою ЕДО представлена на рис. 3.

На рис. 3 видно, що в процесі ударної взаємодії приймають участь два тіла. Перше – пластина (2) завтовшки 4 мм та шириною 50 мм, яка виготовлена зі сплаву АМг6 та розташована на абсолютно жорсткій поверхні (робочому столі 3). Друге тіло – мідний електрод-ударник (1), який рухається в напрямку пластини зі швидкістю $v_0 = 5$ м/с.

Форма поперечного перерізу ударника умовно складається з двох елементарних фігур: прямокутника шириною 20 мм та висотою 30 мм і півкола радіусом 10 мм.

Оскільки поперечні перерізи пластини та ударника мають геометричну симетрію, то на рис. З представлено лише їх праві, відносно осі *У* (лінії удару), половини.

Таким чином, проведення математичних розрахунків із застосуванням плоскої постановки буде відповідати моделюванню процесу ЕДО пластини із застосуванням ролика. Ролик моделювали у вигляди плоского електрода з поперечним перерізом, розташованим поперек умовного зварного шва (рис. 4, *a*). Це в загальному випадку відповідає конструктивній схемі, що наведена на рис. 2.

В той же час проведення розрахунків із застосуванням вісесиметричної двовимірної постановки буде відповідати моделюванню процесу ЕДО пластини циліндричним електродом з напівсферичним торцем. Електрод розташовано вздовж лінії удару (по вісі *У* на рис. 3), як показано на рис. 4, *б*. Це в загальному випадку відповідає конструктивній схемі, що наведена на рис. 1.

Основною відмінністю між двома зазначеними вище математичними моделями є те, що у плоскій постановці контакт електрода-індентора із пластиною відбувається по лінії, а у вісесиметричній – у точці.

Скінченно-елементна модель задачі в обох постановках мала однакову кількість скінченних елементів та вузлів, а саме: кількість скінченних елементів (тип SOLID 162) – 128203 шт.; кількість вузлів – 131042 шт. Поведінка матеріалів пластини та електрода-ударника описувалися за допомогою реологічної пружнопластичної моделі матеріалів, у якої значення динамічної межі плинності приймається рівним межі плинності о_т. Значення параметрів даних моделей були наступними:

сплав АМг6 (пластина): густина $\rho = 2640 \text{ кг/м}^3$; модуль пружності першого роду $E = 71 \Gamma \Pi a$; коефіцієнт Пуассона $\mu = 0,34$; межа плинності $\sigma_x = 150 \text{ М}\Pi a$;

мідь марки М1 (електрод-ударник): густина $\rho = 8940 \text{ кг/м}^3$; модуль пружності першого роду E = 128 ГПа; коефіцієнт Пуассона $\mu = 0,35$; межа плинності $\sigma_r = 300 \text{ МПа}$.

Таким чином, для оцінки впливу форми електрода-ударника (плоский або вісесиметричній постановках) на ефективність динамічної складової ЕДО було проведено математичне моделювання процесу його взаємодії з металом пластини на швидкості контакту $V_{\rm k} = 5$ м/с. Значення $V_{\rm s}$ задавали зарядною напругою конденсаторів $U_{\rm s} = 500$ В при ємності С = 6600 мкФ. Це забезпечувало енергію однократної електродинамічної дії $E_{\rm EdO} = 825$ Дж.

Моделювання проводили з використанням програми «ANSYS/LS-DYNA» на основі співвідношень Прандтля-Рейса, які описують рух пружнопластичного середовища.

Результати моделювання та їх порівняння. Проведені чисельні розрахунки показали основні відмінності в процесі взаємодії електрода-ін-



Рис. 3. Розрахункова схема процесу обробки пластини динамічною складовою ЕДО: *1* – електрод-індентор; *2* – пластина, що оброблюється; *3* – абсолютно жорсткий стіл. Точки по лінії удару: А – на поверхні індентора; В – на лицевій поверхні пластини; С – на тильній поверхні пластини



Рис. 4. Зовнішній вигляд електрода-ударника різної форми, де X та Y – напрямок дії компонент напружено-деформованого стану (де I – електрод; 2 – пластина): a – циліндр з напівсферичним робочим торцем; δ – ролик

МІЦНІСТЬ І МЕХАНІКА РУЙНУВАННЯ

 	
Ταδημίτα Τ΄ Ρογραννιμίζορι παραγιότρι ργαζικότι δηδιετρόπα γ ππαλτιμιδίο ν γιαμ	I IMALITAL/T
- ГАОЛИНИ Т. ГОЗНАХУНКОВІ НАНАМЕТНИ ВЗАЕМОЛИ СЛЕКТНОЛА З ПЛАСТИНОЮ У МІСН	• КОНТАКТ
Tuomingi IVI oopungintoori nupumterpi Douemogn enteri pogu o nutuerintoio g mieg	

Вид	Тривалість	Глибина входження індентора	Глибина зони контакту	Ширина зони контакту
симетрії	контакту, мкс	в пластину, мм	в пластині, мм	в пластині, мм
Плоска	86	0,176	0,168	1,89
Осьова	128	0,285	0,266	2,56

дентора різної форми з пластиною, що зведені до табл. 1.

Із даних табл. 1 видно, що тривалість контакту між тілами у вісесиметричній постановці на 42 мкс (50 %) більша за тривалість у плоскій. Це пояснюється особливостями в процесах обміну енергією між електродом-індентором та пластиною. Відповідно зі збільшенням часу взаємодії збільшуються і деформації у зоні контакту, що позначається на її розмірах у пластині. Глибина входження індентора визначалася як максимальне переміщення т. А (див. рис. 3) в середину пластини від її поверхні, а відповідно глибина зони контакту визначалася як переміщення т. В (див. рис. 3) від початкового положення до положення, що відповідає завершенню контакту.

Збільшення глибини зони контакту на 55 % і її ширини на 35 % у вісесиметричній постановці у порівнянні з плоскою призводить до відповідного збільшення зони пластичного деформування та величини ефективних пластичних деформацій ε_{eff}^{p} по товщині пластини (рис. 5).

 ϵ_{eff}^{p} по товщині пластини (рис. 5). Розподіл ϵ_{eff}^{p} у плоскій постановці поширюється на половину товщини пластини (2 мм) та має форму сегмента кола радіусом 2 мм (рис. 5, *a*). У вісесиметричній постановці зона пластичного деформування доходить до тильної поверхні пластини та має форму близьку до трапеції, у якої верхня основа має довжину 8 мм, а нижня – 4 мм (рис. 5, δ). Аналізуючи дані рис. 5 слід зазначити, що точкова контактна взаємодія напівсферичного торця (вісесиметрична постановка) сприяє більшій інтенсивності пластичного деформування у порівнянні з лінійною (плоска постановка). При порівнянні даних рис. 5, *a*, *б* можна бачити, що розповсюдження зони пластичного деформування по перерізу пластини при вісесиметричній постановці є більшим, ніж при плоскій.

Також з рис. 5, видно, що у плоскій постановці максимальні значення ε_{eff}^p формуються на поверхні контакту пластини з електродом-індентором на ділянці перерізу біля площини симетрії. У випадку вісесиметричної задачі навпаки. Як видно із рис. 5, δ , пікові значення ε_{eff}^p зміщуються на 1,8...2,0 мм від лінії удару (вісі симетрії).

Для порівняння значення максимальних \mathcal{E}_{eff}^{p} та значення \mathcal{E}_{eff}^{p} у точках В та С (рис. 3), що розташовані вздовж лінії удару, наведені у табл. 2. 3 даних табл. 2 видно, що використання електродаударника вісесиметричної форми у порівнянні з плоским призводить до збільшення максимальних \mathcal{E}_{eff}^{p} більш ніж у 1,4 рази. При порівнянні значень \mathcal{E}_{eff}^{p} у т. В та т. С (див. табл. 2) видно, що зміна форми електрода-ударника практично не впливає на \mathcal{E}_{eff}^{p} в т. В (різниця значень не перевищує 10 %), але \mathcal{E}_{eff}^{p} в т. С відрізняються на порядок. В той же час значення \mathcal{E}_{eff}^{p} в т. С для обох видів симетрії (варіантів форми індентора) майже у 4 рази менші ніж у т. В, що пояснюється поступовим розсіюванням кінетичної енергії ударника по товщині пластини.

Виходячи з відмінностей деформаційної картини, представленої на рис. 5, актуальним є оцінювання впливу кожної компоненти залишкових деформацій на підсумкове значення ε_{eff}^{p} (рис. 6). Дані рис.6, *а* вказують на майже рівномірний роз-



Рис. 5. Розрахунковий розподіл ефективних пластичних деформацій ε^p_{eff} в середині пластини у плоскій (*a*) та вісесиметричній (δ) постановках.

Таблиця 2. Значення ефективних пластичних деформацій ϵ_{eff}^{p} при різних видах симетрії

Вид	Максимальні	Значення ε_{eff}^p н пласти	на поверхнях ини
симетрії	значення ε_{eff}^{p}	Лицьова (т. В, рис. 3)	Тильна (т. С, рис. 3)
Плоска	0,171	0,165	0,004
Осьова	0,239	0,151	0,038

поділ ε_x^p по товщині пластини у плоскій постановці, де значення цієї компоненти змінюються в діапазоні від –0,01 до 0,01. У випадку вісесиметричної задачі в місці контакту створюється зона деформацій розтягу з піковими значеннями близько $\varepsilon_x^p = 0,08$. При цьому під тиском електродаударника відбувається перетікання матеріалу з центральної зони розтягу в радіальному напрямку від лінії удару. Це призводить до формування на лицевій поверхні пластини досить локалізованої зони деформацій стиску $\varepsilon_{eff}^p = -0,1$, що в цілому не впливає на загальний деформований стан дослідного перерізу пластини. При порівнянні деформаційних картин рис. 6 можна бачити, що вісісиметрична постановка (рис. 4, δ) забезпечує

більш оптимальний розподіл пластичних деформацій (у порівнянні із плоскою – рис. 4, *a*), де ε_{eff}^{p} розтягування мають більші значення. Наслідком цього має бути формування більших за значеннями залишкових напружень стиску.

Якщо розглядати розподіл значень іншої компоненти деформацій ε_y^p , то незалежно від форми ударника в т. В (рис. 3) спостерігається формування майже однакових зон деформацій стиску. В цьому місці максимальні значення для задачі у плоскій постановці $\varepsilon_y^p = -0.14$ (рис. 6, *a*), а у вісесиметричній $\varepsilon_y^p = -0.16$ (рис. 6, *б*).

Як відомо, деформований стан є наслідком дії в конструкції відповідних напружень. З метою аналізу розподілу значень компонент напруженого стану по товщині пластини було побудовано відповідні розрахункові картини розподілу σ, та σ, (рис. 7).

З рис. 7 видно, що в залежності від форми електрода-ударника (умов симетрії математичної моделі) залишковий напружений стан, що формується в пластині, має суттєві відмінності. Для задачі у плоскій постановці розподіл залишкових напружень σ (спрямовані перпендикулярно



Рис. 6. Розрахунковий розподіл компонент пластичних деформацій ε_{p}^{p} , ε_{p}^{p} для плоскої (*a*) та вісесиметричної (δ) постановок

ISSN 0005-111Х АВТОМАТИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ, №9, 2022



Рис. 7. Розподіл значень компонент залишкових напружень σ, σ, (ΜΠа) для плоскої (а) та вісесиметричної (б) постановок

лінії удару – рис. 3) формується у вигляді двох характерних зон (рис. 7, *a*). Перша – зона стиску біля лицьової поверхні пластини зі значеннями $\sigma_x = -22$ МПа. Друга – зона розтягу біля тильної поверхні пластини зі значеннями напруження до $\sigma_x = 76$ МПа. У вісесиметричній постановці (рис. 7, *б*) формується лише одна зона по всій товщині пластини – зона напружень стиску з максимальним значенням до $\sigma_x = -120$ МПа.

По результатах аналізу картини розподілу значень компоненти напруженого стану σ_y (спрямованої вздовж лінії удару – рис. 3), що формується у випадку використання плоского ударника, можна побачити практично прямокутну зону напружень розтягу (рис. 7, *a*). Максимальних значень напруження розтягу досягають на тильній поверхні пластини (т. С на рис. 3) $\sigma_y = 76$ МПа. Також на тильній поверхні на відстані 2,5мм від лінії удару формується ділянка напружень стиску $\sigma_y = -36$ МПа. Мінімальних значень напруження розтягу досягають на поверхні (т. В) $\sigma_y = 0,01$ МПа.

У вісесиметричній постановці (рис. 7, б) картина напружень дещо інша. По товщині пластини формується практично рівномірний розподіл значень компоненти σ_у напружень стиску. Різниця між максимальним та мінімальним значенням цієї компоненти напружень по лінії удару не перевищує 20 МПа.

Розрахункові значення компонент залишкового напруженого стану σ_x та σ_y по товщині пластини (від т. В до т. С) наведено у табл. З. Порівняння значень компонент напруженого стану по лінії удару (табл. З) показує, що на відміну від плоскої форми електрода-ударника використання вісесиметричного ударника призводить до формування практично рівномірного розподілу обох компонент напруження – як σ_y , так і σ_y .

Крім того, використання електрода-ударника плоскої форми (ролика) призводить до формування як напружень стиску, так і небажаних напружень розтягу зі значеннями, що можуть сягати половини значення межі плинності матеріалу. Але використання електрода-ударника вісесиметричної форми призводить до формування обох компонент напружень як напружень стиску і значення яких може досягати величини у –120 МПа. Це може позитивно вплинути на залишкові напружені стани зварних конструкцій навіть через застосування тільки динамічної складової ЕДО [4].

МІЦНІСТЬ І МЕХАНІКА РУЙНУВАННЯ

Dura our comeir		Координата точки по товщині пластини (по лінії удару), мм						
Вид симетрії К	компонента напруженого стану	0 (т. В)	1	2	3	4 (т. С)		
Плоска -	σ _{<i>x</i>} , ΜΠα	-25	-56	-23	46	76		
	σ _y , МПа	0,1	0,01	17	53	80		
Осьова -	σ _{<i>x</i>} , ΜΠα	-131	-155	-161	-164	-128		
	σ _y , МПа	-0,08	-9	-15	-20	-5		

Таблиця 3. Розрахункові значення компонент залишкового напруженого стану σ_x та σ_y по товщині пластини (від т. В до т. С)

Але, як показано вище, практичне застосування електрода у формі ролика має переваги перед циліндром з позицій простоти і зручності використання. Враховуючи наведене, в перспективі слід передбачити дослідження напружених станів зварних конструкцій після ЕДО із застосуванням ролика при більших енергетичних характеристиках електродинамічних дій, зокрема, при зростанні частоти IEC.

Висновки

1. Використання для ЕДО циліндричного електрода-індентора з напівсферичним робочим торцем у порівнянні із плоским видовженим електродом у формі ролика, при однаковій швидкості їх руху у 5м/с, призводить до:

поширення на всю товщину пластини зони ефективних пластичних деформацій ε_{eff}^{p} , яка має форму близьку до трапеції (у випадку плоского ударника зона ε_{eff}^{p} поширюється лише на половину товщини пластини та має форму сегмента кола), а значення максимальних деформацій у 1,4 рази є більшими за аналогічні значення, що формуються від дії індентора плоскої форми.

формування по товщині пластини практично рівномірного розподілу обох компонент напруженого стану – як σ_x , так і σ_y , які на відміну від іншої (плоскої) постановки задачі є напруженнями стиску, значення яких може досягати величини у $-120\ M\Pi a.$

2. Використання електрода-ударника вісесиметричної форми дозволяє за інших рівних умов більш ефективно регулювати динамічною складовою ЕДО, напруженим станом пластини по всій її товщині, що сприяє зниженню рівня залишкових зварювальних напружень розтягу.

3. Доведено, що практичне застосування електрода у формі ролика має переваги перед циліндром з позицій простоти і зручності використання. Враховуючи наведене, дослідження напружених станів зварних з'єднань після ЕДО із застосуванням ролика при більших енергетичних характеристиках електродинамічних дій є перспективним для оптимізації службових характеристик зварних конструкцій.

Список літератури/References

- Lobanov, L.M., Pivtorak, V.A., Savitsky, V.V., Tkachuk, G.I. (2006) Procedure for determination of residual stresses in welded joints and structural elements using electron speckle-interferometry. *The Paton Welding J.*, 1, 24–29.
- Lobanov, L.M., Pashchyn, M.O., Mikhodui, O.L. et al. (2021) Modeling of stress-strain states of AMg6 alloy due to impact action of electrode-indenter in electrodynamic treatment. *Ibid*, 6, 2–11.
- Sidorenko, Yu.M., Shlenskii, P.S. (2013) On the Assessment of Stress-strain State of the Load-Bearing Structural Elements in the Tubular Explosion Chamber. *Strength of Materials*, 45, 2, 210–220.
- Lobanov L.M., Pashchin N.A., Mikhodui O.L., Sidorenko Y.M. (2018) Electric Pulse Component Effect on the Stress State of AMg6 Aluminum Alloy Welded Joints Under Electrodynamic Treatment. *Strength of Materials*, 50(2), 246–253.

INFLUENCE OF ELECTRODE SHAPE ON STRESSED-STRAINED STATE OF AMg6 ALLOY DURING ITS ELECTRODYNAMIC TREATMENT

L.M. Lobanov¹, M.O. Pashchyn¹, O.L. Mykhoduj¹, A.A. Hryniuk¹, P.V. Honcharov¹, A.O. Alyoshyn¹,

T.G. Solomiychuk¹, Yu.M. Sydorenko², P.R. Ustymenko², Yuhui Yao³

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

²NTUU «Kyiv Polytechnic Institute named after Igor Sikorsky». 37 Peremohy Ave., 03056, Kyiv. E-mail: mail@kpi.ua ³Shenzhen Hanzhizi Science and Technology Co., Ltd. 6th Floor, Building B, Bantian International Center, 5 Huancheng South Rd., Longgang District, Shenzhen, Guangdong, PRC. E-mail: 514929948@qq.com

The advantages of using electrodynamic treatment (EDT) of metal in the welding process as compared to EDT at room temperature were substantiated. The advantages and disadvantages of using electrode for EDT in the form of a cylindrical rod and a roller in the welding process were considered. Using the method of mathematical modeling in planar and axisymmetric statements, the effect of the shape of the electrode-indenter on stress-strain state of the welded plate from aluminum AMg6 alloy after applying the dynamic EDT component was evaluated. The features and differences of creation and use of developed mathematical models were described. The distribution of the values of the stress-strain state throughout the thickness of the plate was determined, in particular, the values of the zone of plastic deformations and stresses during interaction of the plate with the electrode-indenter moving at a speed of 5 m/s. It was found that the use of a cylindrical indenter with a hemispherical working end (axisymmetric shape) as compared to the roller (plane elongated shape) is more effective from the standpoint of optimizing the residual stress state in the plate. The use of a cylindrical indenter leads to the formation of compressive stresses in the plate with the values of up to -120 MPa. This should have a positive effect on the distribution of residual welding stresses under the action of the dynamic EDT component. 4 Ref., 3 Tabl., 7 Fig.

Key words: electrodynamic treatment, aluminum alloy, impact interaction, mathematical modeling, residual stresses, plastic deformations, electrode-indenter, movement, elastoplastic environment

Надійшла до редакції 19.07.2022

ВПЛИВ ІНОКУЛЯНТІВ НА ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ЗВАРНИХ ШВІВ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ (Огляд)

В.В. Головко

IE3 ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. Е-mail: office@paton.kiev.ua Наведено огляд робіт з впливу інокулювання дисперсних тугоплавких сполук до зварювальної ванни на формування мікроструктури металу швів низьколегованих високоміцних сталей. Розглянуто особливості процесу утворення первинної структури при наявності тугоплавких неметалевих включень в рідкому металі, а також на границі між δ-дендритами і γ-фазою. Показано можливості впливу інокулянтів на температурний діапазон бейнітних перетворень, можливості формування мікроструктурних складових з підвищеною стійкістю до крихкого руйнування, покращення показників в'язкості металу зварних швів. Бібліогр. 18, рис. 5.

Ключові слова: низьколеговані сталі, зварювання, структура, інокулянти, б-дендрити, аустеніт, бейніт

Вступ. Низьколеговані сталі підвищеної та високої міцності (НЛВМ) набули широкого застосування при виготовленні зварних металоконструкцій. Завдяки використанню спеціальних технологій зварювання, підбору відповідних зварювальних матеріалів зварні з'єднання цих сталей здатні забезпечувати високі показники міцності, пластичності, в'язкості. Численні дослідження опубліковані останніми роками в фаховій літературі присвячено проблемам формування мікроструктури металу зварних з'єднань НЛВМ сталей. Особлива увага при цьому приділяється ролі бейнітних складових мікроструктури зварних швів. Численні дослідження, в яких розглядається зародження і ріст бейніту в ОЦК сплавах заліза, свідчать про те, що особливості процесу формування цієї мікроструктури ще досі не з'ясовано повністю. На сьогодні достатньо добре вивчено і описано два основні механізми γ→α-перетворення в сплавах заліза – дифузійний та механізм зсуву. Дифузійний механізм відбувається при температурах, близьких до A_{c3} , описується процесом перерозподілу вуглецю між γ- (аустеніт) і α-фазою (ферит) та реалізується у вигляді перлітного перетворення. Механізм зсуву відбувається при температурах, близьких до A_{c1} , протікає майже миттєво і реалізується у вигляді мартенситного перетворення. Складність опису механізму проміжного перетворення (бейнітного) полягає в тому, що в ньому задіяно обидва ці процеси. Є достатньо велика кількість факторів, що визначають пріоритетність одного чи іншого механізму в процесі формування бейнітної структури. Саме тому бейнітні структури характеризуються значною кількістю морфологічних форм (бейніт верхній, нижній, кулеподібний, голчастий, рейковий, пластинчас-

Головко В.В. – https:/orcid.org/0000-0002-2117-0864 © В.В. Головко, 2022 тий, внутрішньозеренний, поліедричний тощо). Залежно від будови і складу кожна з цих структур має свої показники міцності, пластичності, в'язкості. Формування в металі шва того чи іншого виду бейніту має суттєвий вплив на механічні властивості зварного з'єднання в цілому, тому для більш глибокого розуміння особливостей процесів зародження і розвитку бейніту потрібно проведення подальших досліджень з метою розширення бази наших знань з цього питання.

Основним легуючим елементом, який використовується в НЛВМ сталях для підвищення показників міцності, є вуглець. Підвищення вмісту вуглецю (який виділяється із утворенням карбідів) сприяє зміцненню сталі, проте карбіди також знижують опір крихкому руйнуванню металу. Для підвищення міцності сталі потрібно збільшувати вміст в ній вуглецю і, отже, потрібно більше зусиль для пригальмування утворення карбідів та їхнього подрібнення. Добре відома різниця в розподілі карбіду між бейнітом, що утворюється при високих або при низьких температурах, тобто міжзеренним і внутрішньозеренним відповідно. У верхній області бейнітного перетворення, коли ефективність дифузії вуглецю в твердому розчині достатньо велика, значна кількість вуглецю встигає залишити межі зерен, вийти на границі, виділитися у вигляді карбідів, а самі зерна фериту залишаються вільні від карбідних виділень. В області більш низьких температур бейнітного перетворення швидкість дифузії вуглецю помітно знижується. Більш повільна дифузія вуглецю, пов'язана зі зниженою температурою бейнітного перетворення, дає можливість деякій кількості вуглецю виділитися в пересиченому бейнітному фериті. У цьому випадку всередині зерен фериту утворюється дрібна дисперсія пластинчастих карбідів у монокристалографічному варіанті, хоча можна спостерігати і більш ніж один варіант виділення карбідів. Таким чином, в процесі формування вторинної мікроструктури значну роль відіграють як розмір зерен первинного аустеніту, так і температурний діапазон бейнітного перетворення.

Вплив інокулянтів на формування первинної структури. Загалом цілі технології зварювання низьколегованих сталей полягають у тому, щоб сформувати в металі шва дрібнозернисту феритну структуру. Вважається, що цьому має сприяти формування дрібнозернистої структури первинного аустеніту. Слід відзначити, що досі точиться багато суперечок у літературі про вплив розміру зерен первинного аустеніту на бейнітне перетворення. Деякі дослідники вважають, що дрібний розмір зерна аустеніту призводить до більш швидкого зростання бейніту, інші вважають, що малий розмір зерна зменшує ймовірність реального перетворення, а деякі не помічають жодних змін у бейнітному перетворенні при зменшенні розміру зерен первинного аустеніту [1–3]. Розбіжність поглядів з цього питання багато в чому пов'язана з тим, що зародження, зростання і розпад первинної структури, з одного боку, погано піддаються прямому дослідженню через високу температуру та швидкість перебігу процесів, а з другого боку, через недостатність експериментально підтверджених фізичних показників для опису термодинаміки і кінетики процесів, оскільки досі відсутня досконала комп'ютеризована модель формування первинної структури НЛВМ сталей. Але, виходячи з тих міркувань, що формування мікроструктури металу, а відповідно і його механічних властивостей, починається з утворення і розпаду первинної структури, завдання щодо розширення нашої бази знань з цього питання має високу актуальність.

Поки що неможливо передбачити розмір аустенітного зерна у металі зварних швів, оскільки фактори, що контролюють розмір зерна, далеко не повністю зрозумілі. Згідно з теорією зростання зерен передбачалося, що неметалеві включення, які містяться у металі шва, мають контролювати розмір зерна за допомогою блокування меж зерен (ефект Зінера). Однак практика показала, що така аналогія не виправдана, оскільки аустенітні зерна утворюються в результаті перетворення б-фериту, тоді як піннинг-ефект Зінера описує блокування меж зерен у процесі їхнього зростання з рідкої фази. Рушійна сила зростання зерна зазвичай становить лише кілька джоулів на моль, тоді як енергія активації перетворення аустеніту з δ-фериту необмежено зростає при переохолодженні. В цьому випадку блокування інтерфейсів δ/γ не може бути ефективним. Механізм блокування границь стовпчастих аустенітних зерен також не узгоджується з формою цих зерен,

оскільки рух границь розділу δ/γ вздовж напрямку максимального градієнта температури немає явних обмежень. У цьому випадку, якби піннинг-процес був ефективним, то зерна аустеніту в результаті формування мали б бути ізотропними. North та ін. в роботі [4] представили опис такої кристалізації, проте потрібні додаткові дослідження для уточнення цих питань. Розмір зерна стовпчастого аустеніту повинен певним чином корелювати з розміром зерна в основному металі на межі сплавлення, оскільки твердіння відбувається шляхом епітаксійного зростання цих зерен [5]. Однак цей зв'язок не може бути простим, оскільки під час затвердіння, ті зерна, кристалографічна орієнтація яких збігається з напрямком <100>, розташовані паралельно до напрямку найвищого градієнта температур. Такі зерна швидко зростають і пригнічують розвиток зерен з іншою кристалографічною орієнтацією. В експериментальному дослідженні, яке ілюструє вплив кристалографічної текстури на розмір зерна [6], показано, що неметалеві включення, розташовані в основному металі (наприклад, карбонітриди), можуть обмежувати збільшення зерен металу шва на межі сплавлення і, отже, призвести в кінці-кінців до меншого розміру зерна у зоні сплавлення.

При розгляді процесів формування первинної структури потрібно враховувати те, що вони відбуваються при контакті трьох фаз і описуються відповідно перитектичними реакціями. Перитектична кристалізація металу при його охолодженні відбувається в два етапи. На першому етапі в точці контакту трьох фаз (L-рідина + δ -ферит + γ -аустеніт) відбувається перитектична реакція (L + $\delta \rightarrow \gamma$) в температурному діапазоні трохи нижче перитектичної температури, що призводить до поділу L-рідини та б-фериту з латеральним зростанням γ-аустеніту навколо межі розділу δ/L. На другому етапі починається перитектичне перетворення з потовщенням шару γ-аустеніту за рахунок δ-феритної фази і просуванням вершини у-аустеніту в рідку L-фазу (рис. 1). Розвиток високотемпературного лазерного сканування разом з конфокальною мікроскопією [7] дозволяє проводити спостереження з високою роздільною здатністю фазових переходів в області високих температур у перитектичній сталі. Результати таких досліджень показали [8, 9], що перитектичний перехідний процес контролюється дифузією розчинених речовин. Виявлено, що на часткове переплавлення δ-фази також впливає дифузія розчинених речовин. Показано, що у-фаза зароджується та зростає на межі між δ- і L-фазою, а ү-фаза їх швидко розділяє в процесі росту. Зроблено висновок, що зі зростанням швидкості охолодження збільшується збагачення вуглецем межі розділу, що пригальмовує зародження у-фази. Крім того, показано [10], що на швидкість руху інтерфейсу впливає пружна енергія поверхні розділу та коефіцієнт розподілу розчиненої речовини.

Тугоплавкі включення з температурою плавлення вище ніж температура металевого розплаву, які наявні в тонкому шарі на поверхні δ-дендритів, де відбувається зародження та розвиток у-фази, залежно від показника змочуваності можуть бути поглинуті зростаючою фазою або накопичуватися на міжфазному фронті та впливати на міжфазну енергію. Наведені в літературі результати експериментів підтверджують цей висновок. Так, в роботі [12] показано результати досліджень впливу інокулювання до сталевого розплаву таких тугоплавких оксидів, як MgO, ZrO₂, Ti₂O₃, Ce₂O₃. Визначення показника змочуваності між тугоплавкими оксидами і рідким залізом та δ-Fe показали, що контактний кут змочуваності змінюється залежно від часу і температури контакту. Це свідчить про можливість розвитку міжфазових реакцій. З точки зору термодинаміки при температурах, характерних для розплавів сталевих ванн, можливо існування реакцій з виділенням кисню [13, 14, 17].

Аl₂O₃ → 2Al + 3O, ΔG^0 = 1225000 – 393,8*T* (Дж/моль), MgO → Mg + O, ΔG^0 = 89960 + 82,0*T* (Дж/моль), 2TiO₂ = Ti₂O₃ + O, ΔG^0 = 379908 – 97,069*T* (Дж/моль), 3TiO₂ = Ti₃O₅ + O, ΔG^0 = 387866 – 112,215*T* (Дж/моль).

В результаті на міжфазній поверхні б→γ-перетворення відбувається накопичення продуктів розкладу. Бхадеші [15] в результаті проведених досліджень дійшов висновку, що збільшення вмісту кисню в сталевому розплаві не впливає на розмір зерен первинного аустеніту, а автори роботи [16] висловлюють думку, що на формування у-фази впливає накопичення на міжфазній поверхні легуючих елементів, наприклад магнію в результаті розкладу MgO. Щільність розподілу потенційних центрів зародження нової фази залежить від енергії на границі вихідної фази. На енергію активації в першу чергу впливає підвищення енергії границь зерен в результаті збільшення вмісту на них легуючих елементів. Збільшення енергії границь зерен приведе до зростання швидкості утворення зародків нової фази.

Наведені в літературі експериментальні дані підтверджують цей висновок. Так, в роботі [15] наведено результати досліджень впливу інокулю-



Рис. 1. Механізм перитектичного твердіння [11]

вання до сталевого розплаву таких тугоплавких оксидів, як MgO, ZrO₂, Ti₂O₃, Ce₂O₃. Встановлено, що на формування кристалізаційної мікроструктури впливає хімічний склад включень, а також параметр невідповідності між γ -Fe і оксидом та між δ -Fe і оксидом (рис. 2).

Крім того, відзначено, що зі збільшенням параметра невідповідності між δ -Fe і оксидом зростає кількість зерен γ -Fe, що сформувалися в тілі одного дендриту (рис. 3).

Вплив інокулянтів на формування вторинної мікроструктури. Зміна морфології первинної структури шляхом інокулювання до зварювання дисперсних тугоплавких сполук впливає на формування вторинної мікроструктури металу швів. У роботі [18] наведено результати досліджень із введення до зварювальної ванни тугоплавких оксидів, карбідів, нітридів. Показано, що залежно від фізико-хімічних властивостей сполук інокулянти впливають на розмір зерен первинної структури. Збільшення розмірів первинного аустеніту має зменшити ефективність дифузії вуглецю,



Рис. 2. Залежність між кількістю дендритів і параметром невідповідності між δ-Fe і оксидом [17]



Рис. 3. Залежність між параметром невідповідності та щільністю центрів зародження γ-фази на границі з δ-дендритом [17]



Рис. 4. Вплив інокулювання тугоплавкими сполуками на зміну розміру дендритів (1) та температуру початку бейнітного перетворення $B_s(2)$



Рис. 5. Вплив інокулювання тугоплавкими сполуками на вміст нижнього бейніту в мікроструктурі (1) та ударну в'язкість металу швів (2)

що підтверджується зміною температурного діапазону бейнітного перетворення (рис. 4).

Зниження температури бейнітного перетворення супроводжується пригніченням дифузії вуглецю, що викликає виділення карбідів у тілі феритних зерен, і формуванням в металі швів структури нижнього бейніту (рис. 5) шляхом гальмування процесів утворення верхнього бейніту та фериту Відманштедта. Зміна складу мікроструктури зумовлює підвищення показників в'язкості металу швів (рис. 5).

Наведені в роботі [18] результати експериментів підтверджують можливість впливу інокулянтів на структуру металу швів. Встановлено, що введення до зварювальної ванни дисперсних частинок тугоплавких сполук з відповідними фізико-хімічними властивостями дозволяє змінювати розмір зерен первинної структури, сприяє зсуву бейнітних перетворень до області більш низьких температур. Збільшення в результаті розвитку таких процесів вмісту нижнього бейніту в мікроструктурі зварних швів за рахунок верхнього бейніту і фериту Відманштедта дозволяє підвищити їхні механічні властивості.

Висновок

Формування мікроструктури металу зварних швів відбувається під час неперервного процесу, який починається із зародження і розвитку первинної структури та закінчується утворенням вторинної мікроструктури. Розмір зерен первинної структури залежить від енергії границь розподілу між δ - та γ -фазами і визначається ефективністтю дифузії вуглецю в процесі $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення. Інокулювання до рідкого металу зварювальної ванни тугоплавких сполук дає можливість впливу на процеси утворення первинної структури, на температурний діапазон бейнітного перетворення, формування в металі швів НЛВМ сталей вторинної мікроструктури з підвищеним вмістом нижнього бейніту.

Список літератури/References

- 1. Lee, S.J., Lee, Y.K. (2008) Prediction of austenite grain growth during austenitization of low alloy steels. *Mater. Des.*, 29, 9, 1840–1844.
- 2. Lambert-Perlade, A., Gourgues, A.F., Pineau, A. (2004) Austenite to bainite phase transformation in the heat-affected zone of a high strength low alloy steel. *Acta Mater.*, 52, **8**, 2337–2348.
- Matsuzaki, Bhadeshia H.K.D.H. (1999) Effect of austenite grain size and bainite morphology on overall kinetics of bainite transformation in steels. *Mater. Sci. Technol.*, 15, 5, 518–522.
- North, T. H., Mao, X., Nakagawa, H. (1990) The Metallurgy, Welding and Qualification of Microalloyed (HSLA) Steel Weldments. *International Conference, American Welding Society*. Eds. J.T. Hickey, D.G. Howden and M.D. Randall, 219–248.
- Davies, G.J., Garland, J.G. (1975) Solidification Structures and Properties of Fusion Welds. *Int. Metallurgical Rev.*, 20, 83–10.
- Babu, S.S., Bhadeshia, H.K.D.H., Svensson, L.-E. (1991) Crystallographic texture and the austenite grain structure of low-alloy steel weld deposit. *J. of Materials Science Letters*, 10, 142–144.
- Yin, H., Emi, T., Shibata, H. (1999) Morphological instability of δ-ferrite/γ-austenite interphase boundary in low carbon steels. *Acta Mater.*, 47, 1523.
 Griesser, S., Bernhard, C., Dippenaar, R. (2014) Effect of nu-
- Griesser, S., Bernhard, C., Dippenaar, R. (2014) Effect of nucleation undercooling on the kinetics and mechanism of the peritectic phase transition in steel. *Ibid*, 81, 111–20.
- Griesser, S., Bernhard, C., Dippenaar, R. (2014) Mechanism of the Peritectic Phase Transition. *ISIJ Int.*, 54, 466–73.
 Fukumoto,, S., Kurz, W. (1998) Prediction of the d to g trans-
- Fukumoto,, S., Kurz, W. (1998) Prediction of the d to g transformation in austenitic stainless steels during laser treatment. *Ibid*, 38, 1, 71–77.
- Stefanescu, M. (2006) Microstructure Evolution during the Solidification of Steel. *Ibid*, 46(6), 786–794.
 Cuixin, Chen, Haitao, Xue, Huifen, Peng et al. (2014) Inclu-
- Cuixin, Chen, Haitao, Xue, Huifen, Peng et al. (2014) Inclusions and Microstructure of Steel Weld Deposits with Nanosize Titanium Oxide Addition. *Journal of Nanomaterials*, Article ID 138750, 7.
- Hideaki Suito, Hiroki Ohta, Shuhei Morioka (2006) Refinement of Solidification Microstructure and Austenite Grain by Fine Inclusion Particles. *ISIJ International*, 46, 6, 840–846.
- Furukawa, T., Saito, N., Nakashima, K. (2021) Evalution of interfacial energy between molten Fe and Fe–18%Cr–9%Ni alloy and non-metallic inclustion-type oxides. *Ibid*, 61, 9, 2381–2390.
- Bhadeshia, H.K.D.H., Svensson, L.E. (1993) Modelling the Evolution of Microstructure in Steel Weld Metal. *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*. Eds H. Cerjak, K.E. Easterling. Institute of Materials, London, 109–182.
- Isobe, K. (2010) Effect of Mg addition on solidification structure of low carbonsteel. *ISIJ International*, 50, **12**, 1972–1980.
 Xuan, Ch., Shibata, H., Sukenaga, S. et al. (2015) Wettability
- Xuan, Ch., Shibata, H., Sukenaga, S. et al. (2015) Wettability of Al₂O₃, MgO and Ti₂O₃ by Liquid Iron and Steel. *Ibid*, 55, 9, 1882–1890.
- Holovko, V.V., Yermolenko, D.Y., Stepanuk, S.N. et al. (2020) Influence of introduction of refractory particles into welding pool on structure and properties of weld metal. *The Paton Welding J.*, 8, 9–15.

INFLUENCE OF INOCULANTS ON THE FEATURES OF WELD STRUCTURE FORMATION IN LOW-ALLOYED STEELS (Review)

V.V. Holovko

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The paper presents a review of studies on the influence of inoculation of dispersed refractory compounds into the weld pool on formation of weld metal microstructure in low-alloyed high-strength steels. Features of the process of primary structure formation are considered in the presence of refractory nonmetallic inclusions in the liquid metal, as well as on the interface of δ -dendrites and γ -phase. Possibilities of inoculant influence on the temperature range of bainite transformations, possibilities of formation of microstructural components with higher brittle fracture resistance, and improvement of weld metal toughness values are shown. 18 Ref., 5 Fig.

Keywords: low-alloyed steels, welding, structure, inoculants, δ-dendrites, austenite, bainite

Надійшла до редакції 28.06.2022

ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ ПРОЦЕСУ МАГНЕТРОННОГО НАПИЛЕННЯ НА ФАЗОВИЙ СКЛАД І СТРУКТУРУ ПОКРИТТІВ З НІТРИДУ ВУГЛЕЦЮ

Ю.С. Борисов¹, О.В. Волос¹, Н.В. Вігілянська¹, В.Г. Задоя¹, В.В. Стрельчук²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. Е-mail: office@paton.kiev.ua ²ІФН ім. В.Є. Лашкарьова НАН України. 02000, м. Київ, просп. Науки, 45

Осадження CN_x -покриттів проводили за допомогою двох магнетронних пристроїв з титановою та графітовою мішенню в суміші газів Ar/N_2 . Досліджено вплив складу газової суміші (Ar/N_2), тиску (0,35, 1 та 2 Па) та температури (100...200 °C) на структуру покриття CN_x . Встановлено, що структура покриття являє собою аморфну розупорядковану графітоподібну структуру з sp^3 -, sp^2 - і sp^1 електронними зв'язками вуглецю. Найбільш упорядкована структура спостерігається у покриттів CN_x (найменша ID/IG = 1,16 і 1,2), отриманих при тиску 0,35 Па, температурі зразка 130 °C, вмісті азоту 40 і 58 %. Вивчено вплив підшара титану та перехідного шару ТіCN на адгезійні властивості покриття CN_x . При спільному використанні підшара титану та перехідного шару ТіCN збільшується адгезія покриття до основ з титану та сталі X18H10T при товщині покриття 2...3 мкм. Бібліогр. 15, табл. 2, рис. 6.

Ключові слова: магнетронне розпилення, покриття CN, структура, фазовий склад, раманівська спектроскопія

Вступ. За останнє десятиліття покриття нітриду вуглецю CN привертає значну увагу [1]. У 1989 р. Лю та Коен теоретично розрахували нову супертверду структуру, нітрид вуглецю C₃N₄ [2]. Тоді численні зусилля були спрямовані на синтез цього нового матеріалу. Аморфна плівка нітриду вуглецю була одним з результатів таких досліджень. Виявлено, що вона має більш високу твердість і зносостійкість [3] порівняно з плівкою з алмазоподібного вуглецю. Аморфні покриття вже знайшли широкомасштабне застосування як захисні покриття на жорстких дисках і головках читання запису [4] завдяки їхнім чудовим властивостям. Порівняно з гідрогенізованими алмазоподібними вуглецевими покриттями CN має більшу зносостійкість при низькому коефіцієнті тертя [5]. Ще однією перевагою включення азоту в покриття є збільшення поверхневої енергії, яка в свою чергу забезпечує високу змочуваність [6].

Плівки CN_x переважно складаються з вуглецю та азоту, а також можуть бути леговані воднем. Оскільки дані елементи широко поширені в живому організмі, то покриття мають властивості біосумісності [7].

Покриття CN_x можуть бути синтезовані методами: плазмохімічного осадження із газової суміші ацетилену з азотом; вакуумно-дугового напилення в середовищі азоту з потоків вуглецевої плазми, генерованих катодними плямами вакуумнодугових розрядів [8]. Цікаво також використання для цієї мети реактивного магнетронного розпилення графітової мішені в суміші газів Ar/N₂ [9]. За певних умов осадження магнетронне покриття CN₂ може мати велике значення нормованої твердості H/E (більше 0,12), що визначає його пружність і зносостійкість за умов тертя (в триботехнічному контакті) [10]. В роботі [11] запропоновано оцінювати пружні властивості покриття CN при індентуванні відсотком пружного відновлення $R(\%) = (h_{\text{max}} - h_{\text{res}})/$ $h_{\rm max}$ ·100, де $h_{\rm max}$ – глибина впровадження індентора в покриття при максимальному навантаженні; h_{res} – глибина після зняття навантаження. Завдяки пружним властивостям покриття CN отримало назву «супертверда гума». В роботі [12] представлено результати дослідження механічних і триботехнічних властивостей покриття CN, осадженого на основи з титану, які підтверджують його високий опір пластичній деформації. Так, при нанесенні покриття CN_{i} на титан пружне відновлення поверхні (R, %), збільшується з 30 до 81 %.

Зносостійкість і адгезійна міцність покриття CN_x залежать від впливу умов іонного бомбардування [13]. В роботі [14] розглядається технологія отримання покриття CN_x з високою адгезією до поверхні основ з нержавіючої сталі при використанні підшара хрому. Для осадження хрому застосовували метод потужного імпульсного магнетронного розпилення (HIPIMS). Відмінною особливістю HIPIMS є високий рівень іонізації розпиленого матеріалу та високий рівень дисоціації молекул газу.

Живлення магнетронне з хромовою мішенню здійснювали від джерела імпульсної напруги: U = 500...1000 В, f = 150 Гц, $t_{imn} = 100$ мс, джерело напруги зміщення мало такі параметри: $U_{3M} = 500...1000$ В, f = 150 Гц, $t_{imn} = 100$ мс. Покрит-

Борисов Ю.С. - https://orcid.org/0000-0002-6019-8464, Волос О.В. - https://orcid.org/0000-0002-9073-2840,

Вігілянська Н.В. – https://orcid.org/0000-0001-8576-2095, Задоя В.Г. – https://orcid.org/0000-0002-1286-985X, Стрельчук В.В. – https://orcid.org/0000-0002-6894-1742

[©] Ю.С. Борисов, О.В. Волос, Н.В. Вігілянська, В.Г. Задоя, В.В. Стрельчук, 2022

тя CN_x осаджували шляхом розпилення графітової мішені на постійному струмі при негативній напрузі зміщення $U_{_{3M}} = -25$ В. Визначення адгезійної міцності покриття CN_x методом дряпання показало, що порівняно з варіантом, коли підшар хрому осаджували при живленні магнетрона від джерела постійної напруги, критичне навантаження руйнування покриття CN_x зросло більш ніж утричі.

У роботі [13] зазначається, що іонне бомбардування аморфних плівок CN_x покращує їхні механічні властивості, забезпечуючи велику твердість, високий опір пластичній деформації та високе пружне відновлення.

Метою даної роботи було дослідження реактивного магнетронного розряду з графітовою мішенню в суміші газів Ar/N_2 , а також дослідження і розробка процесу отримання магнетронного покриття CN_x на основах з нержавіючої сталі та титану.

Методика експериментів та досліджень. Покриття осаджували за допомогою модернізованої вакуумної установки ВУ-1БС, оснащеної модулем магнетронного розпилення на постійному струмі, що складається з двох магнетронів: магнетрона 1 з дисковою мішенню (діаметр 88 мм, товщина 4 мм) з графіту чистотою 99,98 % МПГ-7 і магнетрона 2 з прямокутною мішенню (90×58×4 мм) з титану ВТ-1-0 (рис. 1). Магнетрони встановлено на одному фланці таким чином, щоб кут між поверхнями мішеней дорівнював 150°. В результаті забезпечувалася можливість одночасного або почергового осадження покриттів на нерухому основу з двох магнетронів при однаковій відстані між основою і мішенями, що дорівнює 110 мм. Магнетрон 2 призначався для осадження адгезійного підшара титану на металеві основи.

Дослідження характеристик реактивного магнетронного розряду з графітовою мішенню проводили при різних значеннях робочого тиску *p*, суміші газів Ar/N, і відсоткового вмісту в ній азоту.

Для початкових експериментів з дослідження процесу формування покриття CN_x використовували скляні основи (65×30×4 мм). Цей



Рис. 1. Модуль магнетронного розпилення: *1*, 2 – відповідно магнетрон 1 і магнетрон 2

вибір був обумовлений можливістю точного вимірювання товщини покриття за допомогою профілографа-профілометра.

Для дослідження процесу формування покриття CN_x на металевих матеріалах як основу використовували зразки зі сталі X18H10T і титану BT1-0 розміром 65×30×0,5 мм, а також зразки з титану BT1-0 діаметром 25 мм та товщиною 5 мм. Перед приміщенням у вакуумну камеру зразки очищували в ультразвуковій ванні, що поступово наповнюється ацетоном та етиловим спиртом. У вакуумі при тиску 5,0·10⁻⁴ Па зразок прогрівали при температурі 150 °С протягом 20 хв, потім без вимикання нагрівача проводили очищення поверхні зразка бомбардуванням іонами аргону (особливо чистого) в розряді постійного струму при тиску 1,3 Па, напрузі 1100 В протягом 20 хв.

Зазначені варіанти обробки зразків були однією зі складових процесу підвищення адгезії покриття CN_x з поверхнею основи. Проведені попередні експерименти показали, що для збільшення адгезійної міцності покриття CN_x на зазначених основах на їхню поверхню необхідно осаджувати адгезійний шар титану і проміжний шар Ті–С–N. Останній призначався для згладжування перехідної межі між матеріалами з різними фізичними характеристиками основного CN_x та адгезійного шару титану.

Визначено три етапи процесу формування шарів покриття CN_x на поверхні зразків зі сталей X18H10T і титану BT1-0, а також діапазони зміни параметрів осадження шарів:

осадження підшара титану ($\delta = 0,3$ мкм) в аргон при робочому тиску p = 0,35 Па, питомій потужності магнетронного розряду з титановою мішенню $\Delta_{p_{\text{Ti}}} = 3,5$ Вт/см, швидкості осадження $V_{\text{Ti}} = 25$ нм/хв та зміні негативного зміщення на основі $U_{_{3M}}$ від –300 до –1400 В;

осадження проміжного шару Ті–С–N ($\delta = 0,25$ мкм) за допомогою спільного реактивного магнетронного розпилення графітової та титанової мішеней на постійному струмі в суміші газів Ar/N₂ при тисках p = 0,35, 1 та 2 Па, середніх значеннях $\Delta_{pc} = 10,4$ Вт/см та $\Delta_{pTi} = 3,4$ Вт/см, $U_{_{3M}CN_{v}} = 0...-40$ В;

осадження основного шару CN_x ($\delta = 2, 0...3, 9$ мкм) у суміші газів Ar/N₂ при p = 0,35, 1 та 2 Па, $\Delta_{PC} = 10$ BT/см, $U_{_{3M}CN_x} = 0...-40$ B, $T_{_{OCH}} = 130, 200, 350$ °C.

Фазовий аналіз покриттів проводили методом рентгенівської дифракції за допомогою рентгенівського дифрактометра «Philips X'Pert-MPD» з Cu K_a рентгенівським джерелом (довжина хвилі $\lambda = 0,15418$ нм). Рентгенівські дифракційні спектри знімали в геометрії Брегга–Брентано (2Th-omegaсканування) – повний кутовий діапазон реєстрації дифракційного спектра по 20 = 25...75°.

Метод комбінаційної раманівської спектроскопії (КРС) використовували для визначення конфігурацій хімічних зв'язків вуглецю в покритті. Вимірювання спектрів мікроКРС проводили в геометрії на відображення при кімнатній температурі за допомогою потрійного раманівського спектрометра «Т-64000 Horiba Jobin-Yvon», оснащеного охолоджувальним детектором ССD. Для збудження використовували лінію Ar–Kr-лазера з довжиною хвилі 488 нм. Випромінювання фокусувалося на зразку за допомогою об'єктива 50х, потужність падаючого на зразок випромінювання становила близько 0,25 мВт.

Результати експериментів та їх обговорення. З метою визначення оптимальних умов осадження покриття CN_x досліджено характеристики магнетронного розряду постійного струму з графітовою мішенню з МПГ-7 в суміші газів Ar/N₂. Експерименти проводили при p = 0,35, 1 та 2 Па. Встановлено, що при зазначених тисках розряд стійкий і відсутні пробої розрядного проміжку при P = 11 Вт/см.

Найбільш повне уявлення про характер горіння магнетронного розряду з графітовою мішенню в суміші газів Ar/N₂ дають залежності напруги від відсоткового вмісту витрати азоту N₂ у суміші, що визначається відношенням витрати азоту до суми витрат аргону і азоту – $Q_{N_2}/(Q_{N_2}+Q_{Ar})100$ (рис. 2). При N₂ = 0 зі збільшенням тиску до 2 Па напруга розряду зменшується з 600 до 560 В. При p = 0,35 Па зі збільшенням N₂ до 24 % напруга розряду досягає максимуму U = 690 В, а далі знижується і при N₂ =100 % U = 640 В. Дещо інший характер зміни напруги розряду виявлено при тисках, рівних 1 та 2 Па. Так, при p = 1 Па і N₂ = 24 % напруга також досягає максимуму U = 675 В, але далі не змінюється до N₂ = 100 %.

Досліджено також вольт-амперні характеристики (ВАХ) магнетронного розряду постійного струму з мішенню з титану ВТ1-0 (магнетрон 2) у суміші газів Ar/N₂ при p = 0,35, 1, 2 Па. Напруга горіння розряду зростає зі збільшенням N₂ через утворення на поверхні мішені плівки TiN (рис. 3).

При одночасній роботі двох магнетронів відбувається часткове запилення поверхні титанової мі-*U*, в



Рис. 2. Залежність напруги магнетронного розряду з графітовою мішенню з МПГ-7 від вмісту азоту в суміші Ar/N_2 при I = 1 A, p = 0.35 (1), 1 (2), 2 (3) Па

шені плівкою вуглецю, що так само призводить до збільшення напруги горіння розряду і різкого зростання напруги запалювання. Для p = 0,35, 1 і 2 Па визначено відповідні граничні значення N₂, рівні 45, 73 і 66 %, при яких забезпечувалося стійке збудження та підтримання розряду з титановою мішенню.

На рис. 4 наведено залежності швидкості осадження покриття CN_x на скляні підкладки від вмісту азоту в суміші Ar/N_2 за таких умов: робочі тиски p = 0,35, 1 і 2 Па, струм розряду I = 1 А. При кожному із зазначених тисків покриття осаджувалося при шести значеннях вмісту витрат азоту N_2 в суміші Ar/N_2 . При цьому питома потужність магнетронного розряду *P* змінювалася в межах 9,3...11,4 Вт/см.

Як видно з рис. 4, зі збільшенням вмісту азоту в суміші газів при всіх тисках швидкість осадження зростає. При p = 0,35 та 2 Па ріст рівномірний. При p = 1 Па підвищене зростання швидкості осадження має місце зі збільшенням N₂ від 60 до 100 %. При N₂ = 0 в аргоновій атмосфері на основу осаджувалося вуглецеве покриття зі швидкістю V_C = 16 нм/хв (0,96 мкм/год). При N₂ = 100 % формувалося покриття CN_x з максимальним вмістом азоту із середньою швидкістю V_{CNx} = 60 нм/хв (3,6 мкм/год). Отже, при зміні N₂ від 0 до 100 % швидкість осадження покриття збільшилася в 3,8 раза, а питома потужність розряду, пропорційно якої зазвичай змінюється швидкість іонного розпилення матеріалів, збільшилася всього в 1,2 раза (з 9,3 до 11,4 Вт/см).

Значна відмінність у ступені питомої потужності й швидкості осадження свідчить про складніший механізм розпилення графіту в суміші газів Ar/N₂. В роботі [15] зазначається, що зростання





0 10 20 30 40 50 60 70 80 Q_{N_2} , % Рис. 4. Залежність швидкості осадження покриття CN_x від вмісту азоту в суміші Ar/N, при p = 0.35 (1), 1 (2), 2 (3) Па

			Умови розпилення покриття							
Номер зразка	р, Па	<i>T</i> , °C	Ti		Ti-C-N		CN _x			
		och	$P_{_{\mathrm{Ti}}}$, Вт	$U_{_{\rm 3M}}, { m B}$	N ₂ ,%	$P_{\rm C}/P_{\rm Ti}$, відн. од.	N ₂ ,%	$P_{\rm C}$, Bt		
03CN _x	0,35	200	184	-150	25,6	2,7	58	570		
04CN _x	0,35	130	184	-150	25,6	2,8	58	560		
05CN _x	0,35	350	184	-300	25,6	2,8	58	560		
06CN _x	0,35	130	184	-300	-	-	58	580		
011CN _x	0,35	130	184	-300	25,6	2,8	42	540		
012CN _x	0,35	350	180	-300	25,6	2,8	42	540		
07CN _x	1,0	130	190	-300	22,8	2,85	100	580		
08CN _x	1,0	350	187	-300	22,8	2,9	100	560		
010CN _x	1,0	200	180	-300	22,8	3,0	100	560		
09CN _x	2,0	130	180	-300	66,0	2,75	100	560		





Рис. 5. Рентгенограми зразків $04CN_x$, $05CN_x$, $011CN_x$, отримані у геометрії Брегга–Брентано

швидкості осадження можливо пов'язане зі збільшенням коефіцієнта розпилення графітової мішені через зменшення когезійного зв'язку атомів вуглецю при хімічній реакції між атомами азоту й вуглецю. Крім того, на поверхні мішені можуть утворюватися летючі радикали CN, що легко розпилюються.

Результати рентгеноструктурного аналізу магнетронних покриттів CN_x представлено на рис. 5, 6. Параметри процесу осадження покриттів CN_x наведено у табл. 1.

Як видно з рис. 5, на спектрах рентгенівської дифракції від усіх зразків $04CN_x$, $05CN_x$, $011CN_x$ видно присутність фази титану (гексагональної), що відповідає наявності адгезійного шару титану ($\delta = 0,35$ мкм). У зразка $05CN_x$ присутня також фаза ТіN, яка найбільш імовірно утворилася через підвищену температуру осадження. Не спостерігаються рефлекси від шарів CN_x та Ті–С–N, що свідчить про їхній аморфний стан.



Рис. 6. Спектри КРС зразків із покриттям CN_x (на всіх спектрах КРС реєструються дві смуги D (≈ 1390 см⁻¹) і G (≈ 1580 см⁻¹), які характерні для непружного розсіювання світла у вуглецевих структурах)

Спектри КРС досліджених зразків представлено на рис. 6.

Для моделювання G- і D-смуг використовували функції Гаусса з попереднім відніманням змодельованої базової лінії (рис. 6). У табл. 2 наведено результати аналізу частотних положень, напівширин і співвідношень інтегральних інтенсивностей D- і G-смуг, який виконано шляхом розкладання спектрів КРС на відповідні компоненти. Щодо азотоміских вуглецевих плівок, крім коливань, обумовлених вуглецевими С = С зв'язками, внесок у коливальні лінії вносять також коливання C = N зв'язків із типом *sp*²-конфігурації хімічних зв'язків. У експериментальних КРС спектрах у загальному випадку розділити ці вклади дуже складно. Зміна положення та форма цих коливальних смуг відбувається в результаті структурних змін, формування розупорядкування, ароматичних кілець, мікрокристалічного графіту тощо [15].

Слабкий сигнал в області 600...900 см⁻¹ пов'язаний з індукованим розупорядкуванням *sp*² структур-

Габлиця 2. Частотні положення (ω), напівширини (FWHM	1), відношення інтегральних інтенсивностей для D-	та G-смуг (ID/IG)
--	---	-------------------

Цемат втавиа D-смуга (<i>sp</i> ²)			²)	G-смуга (<i>sp</i> ³)			ID/IC
помер зразка	ω, см-1	FWHM, cm ⁻¹	FWHM, відн. од.	ω, см-1	FWHM, cm ⁻¹	FWHM, відн. од.	ID/IG
04 CN _x	1400,6	349,4	822	1574,5	140,2	683	1,20
05 CN _x	1393,3	336,1	621	1578,8	135,2	470	1,32
011 CN _x	1396,9	345,3	565	1570,6	142,6	488	1,16

ної фази вуглецю процесами розсіювання за участю фононів з ненульовими хвильовими векторами.

Раманівська смуга зі спектральним положенням близько 2220 см⁻¹, що спостерігається в спектрах КРС покриття CN_x , пов'язана з формуванням в досліджених структурах потрійних $C \equiv N$ хімічних зв'язків з *sp*¹-гібридизацією.

Найменше значення відношення ID/IG = 1,16 свідчить про найбільшу впорядкованість вуглецю в структурі покриття CN_x (зразок 011 CN_x), отриманого при $T_{och} = 130$ °C та $N_2 = 42$ %.

Висновки

1. Розроблено процес осадження нанокомпозитного покриття нітриду вуглецю CN_x (товщина 2...3 мкм) на основи з X18H10T і титану BT1-0 із застосуванням адгезійного шару титану та проміжного шару Ті–С–N методом сумісного реактивного магнетронного розпилення на постійному струмі мішеней з титану та графіту в суміші газів Ar/N₂.

2. Дослідження покриття CN_x показало, що воно має аморфну розупорядкову графітоподібну структуру з sp^3 , sp^2 і sp^1 електронними зв'язками вуглецю. Найбільш упорядкована структура отримана у покриттів CN_x (ID/IG = 1,16 і 1,2) при p = 0,35 Па T_{och} = 130 °C, N_2 = 40 та 58 %.

Список літератури/References

- Hultman, L., Neidhardt, J., Hellgren, N. et al. (2003) Fullerene-like Carbon Nitride: A Resilient Coating Material. *MRS Bulletin*, 28(03), 194–202. doi:10.1557/mrs2003.62
- Liu, A.Y., Cohen, M.L. (1989) Prediction of New Low Compressibility Solids. Science, 245(4920), 841–842. doi:10.1126/ science.245.4920.841
- Liu, D., Ruan, C.F., Zhang, P. et al. (2021) Structural, interface texture and toughness of TiAlN/CN multilayer films. *Materials Characterization*, 178, 111301. doi:10.1016/j. matchar.2021.111301
- Vyas, A., Shen, Y., Zhou, Z., Li, K. (2008) Nano-structured CrN/CN, multilayer films deposited by magnetron sputter-

ing. Composites Science and Technology, 68(14), 2922–2929. doi:10.1016/j.compscitech.2007.11.002

- Nishimura, H., Umehara, N., Kousaka, H., Tokoroyama, T. (2016) Clarification of relationship between friction coefficient and transformed layer of CN_x coating by in-situ spectroscopic analysis. *Tribology International*, 93, 660–665. doi:10.1016/j.triboint.2014.12.015
- Chen, R., Tu, J.P., Liu, D.G. et al. (2012) Structural and mechanical properties of TaN/a-CN_x multilayer films. *Surface and Coatings Technology*, 206(8–9), 2242–2248. doi:10.1016/j.surfcoat.2011.09.072
- Wang, M., Toihara, T., Sakurai, M. et al. (2014) Surface morphology and tribological properties of DC sputtered nanoscale multilayered TiAlN/CN_x coatings. *Tribology International*, 73, 36–46. doi:10.1016/j.triboint.2014.01.008
- Contreras, E., Bolívar, F., Gómez, M.A. (2017) Influence of nitrogen variation on the microstructrual, mechanical and tribological properties of CN_x coatings deposited by dc unbalanced magnetron sputtering. *Surface and Coatings Technology*, 332, 414–421. doi:10.1016/j.surfcoat.2017.05.095
- Cui F.Z., Qing X.L., Li D.J., Zhao J. (2005) Biomedical investigations on CNx coating. *Surface & Coating Technology*, 200(1–4), 1009–1013. doi:10.1016/j.surfcoat.2005.02.157
- Kovács, G.J., Veres, M., Koós, M., Radnóczi, G. (2008) Raman spectroscopic study of magnetron sputtered carbon-nickel and carbon nitride-nickel composite films: The effect of nickel on the atomic structure of the C/CN matrix. *Thin Solid Films*, 516(21), 7910–7915. doi:10.1016/j. tsf.2008.04.081
- Mubumbila, N., Tessier, P.-Y., Angleraud, B., Turban, G. (2002) Effect of nitrogen incorporation in CN_x thin films deposited by RF magnetron sputtering. *Surface and Coatings Technology*, 151–152, 175–179. doi:10.1016/s0257– 8972(01)01569–9
- Broitman, E., Czigány, Z., Greczynski, G. et al. (2010) Industrial-scale deposition of highly adherent CN_x films on steel substrates. *Surface and Coatings Technology*, 204(21– 22), 3349–3357. doi:10.1016/j.surfcoat.2010.03.038
- Charitidis, C., Patsalas, P., Logothetidis, S. (2005) Effects of energetic species during the growth of nitrogenated amorphous carbon thin films on their nanomechanical properties. *Thin Solid Films*, 482(1–2), 177–182. doi:10.1016/j. tsf.2004.11.167
- Tétard, F., Djemia, P., Angleraud, B. et al. (2002) Surface and bulk characterizations of CN_x thin films made by r.f. magnetron sputtering. *Surface and Coating Technolody*, 151–152, 184–188. doi:10.1016/s0257–8972(01)01574–2
- Gradowski, M.V., Ferrari, A.C., Ohr, R. et al. (2003) Resonant Raman characterisation of ultra-thin nano-protective carbon layers for magnetic storage devices. *Ibid.*, 174–175, 246–252. doi:10.1016/s0257–8972(03)00602–9

INFLUENCE OF PARAMETERS OF MAGNETRON SPUTTERING PROCESS ON PHASE COMPOSITION AND STRUCTURE OF CARBON NITRIDE COATINGS

Yu.S. Borysov¹, O.V. Volos¹, N.V. Vigilyanska¹, V.G. Zadoya¹, V.V. Strelchuk²

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

²V.E. Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics of the NAS of Ukraine. 45 Nauki Ave., 02000, Kyiv, Ukraine

Sputtering of CN_x -coatings was carried out using two magnetron devices with titanium and graphite targets in the mixture of Ar/N_2 gases. The influence of gas mixture (Ar/N_2) composition, pressure (0.35, 1 and 2 Pa) and temperature (100...200 °C) on the structure of CN_x coatings were investigated. It was found that the structure of the coating has an amorphous disordered graphite-like structure with sp^3 -, sp^2 - and sp^1 electron bonds of carbon. The most ordered structure is observed in CN_x coatings (the least ID/IG = 1.16 and 1.2), produced at a pressure of 0.35 Pa, the temperature of the specimen is 130 °C, the content of nitrogen is 40 and 58%. The influence of a titanium sublayer and a transition TiCN layer on adhesive properties of CN_x coatings was studied. When a titanium sublayer and a transition TiCN layer are used together, the adhesion of the coating to the bases of titanium and Kh18N10T steel grows at a thickness of coating being 2...3 µm. 15 Ref., 2 Tabl., 6 Fig.

Keywords: magnetron sputtering, CN, coating, structure, phase composition, Raman spectroscopy

Надійшла до редакції 04.07.2022

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ЗРАЗКІВ З Ті6Аl4V, ВИГОТОВЛЕНИХ ЗА ТЕХНОЛОГІЄЮ ВИБІРКОВОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ, НА СТРУКТУРУ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

С.В. Аджамський¹, Г.А. Кононенко^{1,2}, В.Р. Подольський^{1,2,3}

¹LLC «Additive Laser Technology of Ukraine». 49000, м. Дніпро, вул. Сергія Подолинського, 31 в. E-mail: info@alt-print.com

²Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України. 49000, м. Дніпро, пл. Академіка Стародубова, 1. E-mail: office.isi@nas.gov.ua

³Український державний університет науки і технологій. 49000, м. Дніпро, просп. Гагарина,

4. E-mail: kaf.tom@metal.nmetau.edu.ua

Адитивне виробництво, зокрема, вибіркове лазерне плавлення (ВЛП) – сучасний метод виготовлення деталей та вузлів складної геометрії з металевого порошку, які складно або неможливо відтворити в умовах традиційного виробництва. Особливістю даної технології є залишкові напруження, що утворюються на етапі виробництва деталей. Оскільки титанові сплави характеризуються низькою теплопровідністю, то проблема формування залишкових напружень для них є особливо актуальною, а термічна обробка для їх зняття – обов'язковою для виробів, виготовлених за ВЛП-технологією. Оскільки структурний стан виробів, отриманих за ВЛП-технологією, відрізняється від такого, що формується при застосуванні традиційних технологій, то необхідні дослідження впливу відпалу для зняття залишкових напружень на механічні властивості та мікроструктуру сплаву ТібАl4V, отриманого за ВЛП технологією. Досліджували зразки після відпалу з тривалістю витримки 1...5 год при 800 °С. Встановлено, що тимчасовий опір після термічної обробки протягом 1...5 год зазнає зменшення в порівнянні з вихідним станом після виготовлення на 20,55...-23,03 %, відносне подовження – збільшення 31,33...35,57 %. При цьому характер зміни значень відносного звуження нерівномірний: відпал з витримкою 1 год не завдає значних змін; зі збільшенням часу витримки до 2, 3 та 4 год спостерігається зменшення даної характеристики відповідно на 9,03; 45,97; 62,56 % порівняно з вихідним станом; після витримки 5 год значення відносного звуження зазнає приросту даної характеристики в порівнянні зі значеннями після витримки 4 год на ~26,12 %. За результатами кореляційного аналізу значень механічних властивостей та параметрів мікроструктури встановлено, що коефіцієнт форми пластин α-фази має високу кореляцію зі значеннями тимчасового опору, а кількість α-фази найбільше корелює зі значеннями відносного звуження при статичному розтягуванні. Бібліогр. 7, табл. 2, рис. 11.

Ключові слова: вибіркове лазерне плавлення, термічна обробка, титановий сплав ТібАl4V, механічні властивості, мікроструктура

Вступ. Технології адитивного виробництва (additive manufacturing – AM), також відомі як 3D-друк, останнім часом все більше застосовуються, а також розширюється кількість матеріалів та методів, які можна використати.

Оскільки виробничі процеси продовжують удосконалюватися і розвиватися, попит на більш швидкі і менш дорогі виробничі процеси дозволив розробити ряд процесів швидкого прототипування (rapid prototyping – RP). З використанням адитивного виробництва практично будь-яка геометрія з варіаціями розміру та складності може бути виготовлена з високим ступенем точності (Simchi & Asgharzadeh, 2004). Технології RP дозволяють виготовляти деталі зі складною тривимірною геометрією за допомогою AM.

За допомогою процесу вибіркового лазерного плавлення (далі – ВЛП-технологія) можуть бути отримані зразки зі складною геометрією з металево-

го порошку, які неможливо або складно виготовити іншими традиційними способами виробництва [1].

Однією з переваг AM є лише невеликий обсяг подальшої обробки (полірування, піскоструминна обробка, термообробка) виробів, таким чином дорогі процеси з доданою вартістю можуть бути зведені до мінімуму [2]. У зв'язку зі значним поширенням технологій AM виготовлення, останніми роками набула особливого значення обробка таких матеріалів [3].

Одна з особливостей технології ВЛП, як стверджують ряд авторів [1, 4–7], полягає в утворенні дефектів, що мають відмінну природу в порівнянні з традиційним методом виробництва, та можливості усунення даних дефектів на етапі процесу виготовлення, або етапі подальшої обробки. Одним з основних дефектів адитивного виробництва є залишкові напруження [5, 7], що утворюються на етапі виробництва деталей, їх величина

Аджамський С.В. – https://orcid.org/0000-0002-6095-8646, Кононенко Г.А. – https://orcid.org/0000-0001-7446-4105, Подольський В.Р. – https://orcid.org/0000-0002-0288-0641 © С.В. Аджамський, Г.А. Кононенко, В.Р. Подольський, 2022

МЕТАЛОЗНАВСТВО



Рис. 1. Дефекти залишкових напружень: а – викривлення геометрії; б – розтріскування; в – лікваційне розтріскування

залежить від параметрів технологічного процесу, вони можуть призвести до викривлення геометрії (рис. 1, a), розтріскування 3D виробу (рис. 1, δ) та лікваційного розтріскування (рис. 1, s).

Виникнення внутрішніх залишкових напружень в деталях, що виготовляють за допомогою ВЛП-технології пов'язане з процесом дуже швидкого затвердіння ванни розплаву, кількаразового перекристалізування та локального співіснування гарячого і холодного металу. Під час охолодження у ванні розплаву виникають напруження розтягу внаслідок усадки затвердіння та термічного стискання при фазових перетвореннях під час кристалізації. Під дією цих напружень може утворюватися система мікроскопічних стискаючих напружень, що може приводити до розтріскування. Концентраторами внутрішніх залишкових напружень можуть бути і бризки рідкого сплаву на підкладці в процесі сканування порошку. Оскільки вони мають меншу температуру, то, як наслідок, виникає великий градієнт температур та утворення мікротріщин. Викривлення геометрії під час процесу сканування та подальшому нанесенні порошку може призвести до нерівномірного нанесення наступного шару порошку. В подальшому це призведе до підсилення викривлень, що спровокує аварійну зупинку процесу виготовлення деталей за ВЛП-технологією, оскільки дана технологія схильна до накопичення внутрішніх залишкових напружень.

Попередні дослідження [5, 7], спрямовані на встановлення шляхів зменшення внутрішніх напружень, дозволили встановити, що застосування раціональних енергетичних параметрів сканування порошку (швидкість руху променю та потужність лазера), певної стратегії побудови дозволяє досягти зменшення деформації під дією залишкових напружень без втрати щільності виробу.

Сплав Ti6Al4V знайшов широке застосування при виготовленні виробів різного призначення, в тому числі і з застосуванням AM завдяки оптимальним поєднанням технологічних і механічних властивостей. Однак титанові сплави характеризуються низькою теплопровідністю, що робить проблему формування залишкових напружень ще більш актуальною, а термічну обробку для їх зняття обов'язковою для виробів, виготовлених за ВЛП-технологією. Разом з тим необхідно зауважити, що структурний стан виробів, отриманих за ВЛП технологією відрізняється від такого, що формується при застосуванні традиційних технологій. Тому необхідні дослідження впливу відпалу для зняття залишкових напружень на механічні властивості та мікроструктуру сплаву ТібАl4V, отриманого за ВЛП технологією.

Термічна обробка титанових сплавів переважно включає лише відпал для зняття залишкових напружень при 800 °С, який проводять в інертній атмосфері, щоб запобігти окисленню поверхні. В даній роботі буде визначено вплив різного часу витримки при термічній обробці дослідних зразків зі сплаву Ті6Al4V на механічні властивості при випробуваннях на розтягування.

Метою даної роботи є визначення та порівняння механічних властивостей зразків на розтягування до та після проведення термічної обробки з різним часом витримки.

Матеріал та методика досліджень. Дослідження проводилися на зразках, виготовлених з порошкового матеріалу за технологією ВЛП. Друк зразків проводився на 3D принтері Alfa-280 виробництва компанії ТОВ «АЛТ Україна» [5, 6]. Матеріалом, використаним в цьому дослідженні, був титановий сплав Ti6Al4V з розміром частинок від 5 до 40 мкм. Хімічний склад порошку Ti6Al4V в мас. %: 6,21 Al; 4,03 V; 0,04 Fe; 0,1 C; 0,02 N; Ti – база.

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

Були виготовлені дослідні зразки для випробування на розтягування за ГОСТ 1497 – пропорційні плоскі зразки з головками типу І товщиною 3 мм (рис 3). Термічна обробка проводилася при температурі 800 °С з витримкою 1...5 год з кроком 1 год, схема термічної обробки представлена



Рис. 2. Частинки вихідного матеріалу Ti6Al4V при збільшенні 500 (a) та результати гранулометричного аналізу (б)



Рис. 3. Загальний вигляд виготовлених дослідних зразків

на рис. 4. Механічна обробка зразків до чистових розмірів проводилася з застосуванням токарного верстату HAAS YT4.

Термічна обробка проводилася в печі шахтного типу ШМП-27 з застосуванням захисного середовища (аргон). Механічні властивості визначали при випробуванні на розтягування за стандартною методикою на машині «PHYWE». Металографічні шліфи виготовляли за стандартними методиками з застосуванням алмазних паст. Дослідження мікроструктури виконували за допомогою оптичного мікроскопа Axiovert 200M.

Статистичний аналіз було проведено із застосуванням стандартного пакету аналізу даних Excel.



Рис. 4. Схема термічної обробки дослідних зразків

Результати досліджень. За результатами аналізу (табл. 1) встановлено, що значення механічних властивостей після відпалу зазнають змін в порівнянні з вихідним станом після виготовлення. Співставний аналіз значень тимчасового опору всіх дослідних зразків після відпалу при температурі 800 °С та з діапазоном тривалості витримок 1...5 год з кроком 1 год (зразки № 1...5) дозволяє встановити стабільне зменшення показників на (-20,55...-23,03 %) з невеликою розбіжністю ~2,5 % порівняно з вихідним станом (зразок № 6). Відносне подовження після відпалу зазнає стабільних змін (31,33...35,57 %) з невеликою розбіжністю близько 4 % порівняно з вихідним станом. При аналізі змін значень відносного звуження встановлено, що відпал при 800 °C з витримкою 1 год не завдає значних змін, зі збільшенням часу витримки до 2, 3 та 4 год спостерігається зменшення даної характеристики

Таблиця 1. Механічні властивості дослідних зразків, виготовлених з титанового сплаву Ti6Al4V за технологією вибіркового лазерного плавлення після термічної обробки та у вихідному стані

Номер п\п	Стан	Тимчасовий опір, МПа	$\Delta \sigma_{_{\rm B6}}, \%$	Відносне подовження, %	$\Delta\delta_6, \%$	Відносне звуження, %	Δψ ₆ , %
1	Відпал 800 °C, витримка 1 год	1003,73	-21,64	23,16	34,71	10,32	2,48
2	Відпал 800 °C, витримка 2 год	989,987	-22,71	23,42	35,43	9,16	-9,03
3	Відпал 800 °C, витримка 3 год	1017,65	-20,55	22,18	31,83	5,44	-45,97
4	Відпал 800 °C, витримка 4 год	1008,47	-21,27	23,47	35,57	3,77	-62,56
5	Відпал 800 °C, витримка 5 год	985,937	-23,03	22,02	31,33	6,4	-36,44
6	Вихідний стан після виготовлення	1281	_	15,12	-	10,07	-

МЕТАЛОЗНАВСТВО

відповідно на 9,03; 45,97; 62,56 % порівняно з вихідним станом. Після витримки 5 год значення відносного звуження зазнає приросту даної характеристики в порівнянні зі значеннями після витримки 4 год на ~26,12 %, що може вказувати на зміни в мікроструктурі сплаву Ti6Al4V.



Рис. 5. Структура дослідного зразка № 6 (вихідний стан після виготовлення)

В результаті аналізу значень механічних властивостей встановлено, що тимчасовий опір після термічної обробки зазнає зменшення в середньому в порівнянні з вихідним станом після виготовлення на ~21,84 %, відносне подовження – збільшення на ~33,7 %.

Дослідження дослідних зразків в полірованому стані показали, що всі вони мають щільність близько 99,97 %, в більшості випадків дефектами є окремі глобулярні пори діаметром 3...7 мкм. При дослідженні мікроструктури було встановлено, що дослідний зразок № 6 у стані після виготовлення має типову для процесу 3D лускату структуру, яка утворюється в результаті затвердіння окремих ванн розплаву, мікроструктура сформована α - та β -фазами зі стовпчастими подовженими зернами, що ростуть, пересікаючи кілька шарів (рис. 5).

За результатами досліджень мікроструктури (рис. 6–11) термооброблених дослідних зразків



Рис. 6. Структура дослідного зразка № 1 після відпалу при 800 °С з витримкою 1 год: *a* – ×100; *б* – ×800



Рис. 7. Структура дослідного зразка № 2 після відпалу при 800 °С з витримкою 2 год: *a* – ×100; *б* – ×800



Рис. 8. Структура дослідного зразка № 3 після відпалу при 800 °С з витримкою 3 год: *a* – ×100; *б* – ×800



Рис. 9. Структура дослідного зразка № 4 після відпалу при 800 °С з витримкою 4 год: *a* – ×100; *б* – ×800



Рис. 10. Структура дослідного зразка № 5 після відпалу при 800 °С з витримкою 5 год: *a* – ×100; *б* – ×800



Рис. 11. Скрипковий графік розподілу розміру α-фази

встановлено, що титановий сплав має α+β-структуру. Після витримки протягом 1 год (дослідний зразок № 1) кількість α-фази складала 34,06 % (рис. 6), співвідношення сторін (ширина, довжина) пластини α-фази відповідало ~ 0,5 (рис. 11).

При дослідженні співвідношення сторін α-фази дослідних зразків № 2, 3, 4 встановлено, що α-фаза має приблизно однакові геометричні параметри і їх співвідношення знаходиться в діапазоні 0,48...0,50, а її кількість склала 29,7, 31,11, 30,87 % відповідно (рис. 7-9, 11). Дослідний зразок № 5 має структуру α+β, при дослідженні α-фази встановлено співвідношення сторін – 0,46, відсоткова кількість якої склала 30,38 % (рис. 10, 11). За результатами дослідження мікроструктури встановлено, що мікроструктура являє собою α+β-структуру з незначною зміною товщини пластинок α-фази. За кількісною оцінкою встановлено, що частка α-фази у всіх дослідних зразках складає 29,7...34 %. Встановлено, що термічна обробка з повільним охолодженням, що реалізується при охолодженні з піччю, зазвичай призводить до формування α+β-пластинчастої мікроструктури і невеликої кількості рівновісної α-фази.

Таблиця 2. Коефіцієнти парної кореляції механічних властивостей та параметрів структури після термічної обробки різної тривалості

Параметр	Тривалість відпалу, год	Відносне звуження, %	Тимчасовий опір, МПа	Відносне подовження, %	Частка α-фази, %	Коефіцієнт форми α-фази
Тривалість відпалу, год	1	_	-	_	_	_
Відносне звуження, %	-0,77806	1	-	_	_	_
Тимчасовий опір, МПа	-0,20611	-0,3955	1	_	_	_
Відносне подовження, %	-0,50588	0,240275	0,014956	1	_	_
Частка α-фази, %	-0,58448	0,441543	0,372066	0,121644	1	_
Коефіцієнт форми α-фази	-0,53033	-0,09419	0,88632	0,437112	0,536141	1

МЕТАЛОЗНАВСТВО

Результати аналізу парної кореляції значень механічних властивостей та параметрів мікроструктури представлено в табл. 2.

Цей критерій використовується для вимірювання ступеня лінійної залежності між двома змінними. Значення коефіцієнта парної кореляції може змінюватись від -1 до 1. При від'ємних значеннях коефіцієнта вплив негативний, при додатних значеннях – позитивний. При значеннях в діапазоні 1,0...0,5 (-1,0...-0,5) кореляція вважається високою, при значеннях коефіцієнта в інтервалі 0,5...0,3 (-0,5...-,-0,3) - середня кореляція, при 0,3...0,1 (-0,3...-0,1) - кореляція низька, при менших значеннях – кореляція відсутня.

Встановлено, що коефіцієнт співвідношення сторін виділень α-фази має високу кореляцію зі значеннями тимчасового опору, а кількість α-фази найбільше корелює зі значеннями відносного звуження при статичному розтягуванні.

Висновки

1. В результаті аналізу значень механічних властивостей встановлено, що тимчасовий опір після термічної обробки сплаву ТібАl4V, виготовленого за технологією вибіркового лазерного плавлення, зазнає зменшення в порівнянні з вихідним станом після виготовлення за технологією вибіркового лазерного плавлення на ~21,84 %, відносне подовження – збільшення на ~33,7 %.

2. Встановлено, що термічна обробка сплаву Ті6Аl4V, виготовленого за технологією вибіркового лазерного плавлення, з повільним охолодженням з піччю, призводить до формування α+β-пластинчастої мікроструктури і невеликої кількості рівновісної α-фази.

3. За результатами дослідження мікроструктури встановлено, що після термічної обробки відбувається зміна товщини пластинок α-фази, за кількісною оцінкою встановлено, що α-фаза після витримки протягом 1...5 год при 800 °С складає 29,7...34 %.

4. За результатами аналізу значень механічних властивостей та параметрів мікроструктури встановлено, що кількість та розміри пластинок α-фази більш значно впливає на відносне звуження ніж на інші механічні властивості, коефіцієнт форми має тісний зв'язок зі значеннями тимчасового опору.

Список літератури/References

- 1. Mahoney, M.W. (1989) Superplatic Properties of Alloy 718. Superalloy 718 Metallurgy and Applications. Eds. E.A. Loria, TMS, 391-405
- Conner, B.P., Manogharan, G P., Martof, A.N. et al. (2014) Mak-2. ing sense of 3-D printing; creation map of additive manufacturing products and services, Additive Manufacturing, 1-4, 64-74.
- 3. Frazier, W.E. (2014) Metal additive manufacturing: a review. Journal of Materials Engineering and performance, 23, 6, 1917–1928.
- 4. Kruth, J.-P., Leu, M.-C., Nakagawa, T. (1998) Progress in additive manufacturing and rapid prototyping. CIRP Ann.-Manuf. Technol., 47, 2, 525–540.
- 5. Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В. (2021) Вплив параметрів SLM-процесу на формування області кордонів деталей з жароміцного нікелевого сплаву Inconel 718. Космічна наука і технологія, 27, 6 (133), 105–114. https://doi.org/10.15407/knit2021.06.105
- 6. Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В. (2020) Вплив технологічних параметрів SLM-процесу на пористість металовиробів. Автоматичне зварювання, 10, 14-20. https://doi.org/10.37434/as2020.10.03 Adjamskyi, S.V., Kononenko, G.A., Podolskyi, R.V. (2020) Influence of technological parameters of SLM-process on porosity of metal products. *The Paton Welding J.*, **10**, 13-18 [in Ukrainian]. https://doi.org/10.37434/as2020.10.03
- Shifeng, W., Shuai, L., Qingsong, W. et al. (2014) Effect of molten pool boundaries on the mechanical properties of selective laser melting parts. J. Mater. Process. Tech-nol., 214, 11, 2660–2667.

INFLUENCE OF HEAT TREATMENT OF SPECIMENS FROM Ti6A14V MANUFACTURED BY THE TECHNOLOGY OF SELECTIVE LASER MELTING ON STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES S.V. Adjamskiy¹, G.A. Kononenko^{1,2}, V.R. Podolskyi^{1,2,3}

¹LLC «Additive Laser Technology of Ukraine».31 v, Serhiy Podolynskyi Str., 49000, Dnipro, Ukraine. E-mail: info@alt-print.com ²Z.I. Nekrasov Iron and Steel Institute. National Academy of Sciences of Ukraine. 1 Academician Starodubov Sq., 49000, Dnipro, Ukraine. E-mail: office.isi@nas.gov.ua

³Ukrainian State University of Science and Technologies. 4 Gagarina Ave, 49000, Dnipro, Ukraine. E-mail: kaf.tom@metal.nmetau.edu.ua

Additive manufacturing, in particular, selective laser melting (SLM) is a modern method of manufacturing parts and units of a complex geometry from metal powder, which are difficult or impossible to be reproduced in the conditions of traditional manufacturing. This technology is featured by residual stresses generated at the stage of manufacturing parts. Since titanium alloys are characterized by low thermal conductivity, the problem of forming residual stresses is of particular relevance for them and heat treatment for their removal is mandatory for products manufactured using SLM technology. Since the structural state of products manufactured by SLM technology differs from that formed with the use of traditional technologies, it is necessary to study the effect of annealing for residual stresses removal on mechanical properties and microstructure of Ti6Al4V alloy manufactured by SLM technology. The specimens were studied after annealing with an exposure time of 1...5 h at 800 °C. It was found that as compared to the initial state after manufacturing, ultimate strength after heat treatment for 1...5 h undergoes a decrease by 20.55...-23.03 %, relative elongation has an increase by 31.33...35.57 %. At the same time, the nature of variation in the values of relative reduction in area is non-uniform: annealing with an exposure of 1 h does not cause significant changes; with an increase in the exposure time to 2, 3, and 4 h, a decrease in this characteristics is observed, respectively, by 9.03; 45.97 and 62.56 % as compared to the initial state; after exposure for 5 h, the value of the relative reduction in area undergoes an increase in this characteristics as compared to the values after exposure for 4 h - by ~26.12 %. According to the results of the correlation analysis of the values of mechanical properties and microstructure parameters, it was found that the shape factor of α -phase plates has a high correlation with the values of ultimate strength, and the amount of α -phase is most correlated with the values of relative reduction in area during static tension. 7 Ref., 2 Tabl., 11 Fig.

Key words: selective laser melting, heat treatment, titanium Ti6Al4V alloy, mechanical properties, microstructure

Надійшла до редакції 30.06.2022

ВЗАЄМОДІЯ РОЗЧИНЕНОГО ВОДНЮ З ДИСЛОКАЦІЙНОЮ СТРУКТУРОЮ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОГО НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ

А.П. Пальцевич

IE3 ім. Є. О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. Е-mail: paltsevych@ukr.net Наведено результати досліджень взаємодії [H]_{диф} у низьковуглецевому металі, наплавленому покритими електродами, з дислокаційною структурою металу при пластичній деформації під час охолодження в інтервалі 370...20 °С. Вміст [H]_{дисл} визначали термодесорбційним аналізом із хроматографічним закінченням. Виявлено утворення [H]_{дисл} у процесі охолодження наплавленого металу при температурі деформування нижче 100 та до 20 °С. Спосіб охолодження зразків для визначення вмісту [H]_{диф} відповідав стандарту ISO 3690 та забезпечував утворення [H]_{дисл} у наплавленому металі. Легування металу нікелем, хромом та молібденом призводить до зростання вмісту [H]_{писл}. Бібліогр. 21, табл. 7, рис. 1.

Ключові слова: дугове зварювання, α-Fe, дифузійний водень, дислокаційна структура, дислокаційний водень, холодна пластична деформація, швидке охолодження

Вступ. У сталях і зварних швах підвищеної міцності розчинений водень є однією з основних причин утворення флокенів і холодних тріщин [1– 5]. У роботі [6] наведено огляд гіпотез утворення холодних тріщин, де поряд з воднем додатковими факторами є високий рівень напружень розтягу, що виникають в результаті термодеформаційного циклу зварювання, концентратори напружень, оптимальний діапазон температур, який близький до кімнатної температури $T_{кімп}$, швидкості деформації й можливості транспортування водню крайовими дислокаціями до місця утворення тріщини.

Згідно із сучасними уявленнями розчинений водень у кристалічних гратах α -Fe є домішковим атомом проникнення, який займає октаедричні позиції грат так само, як атоми вуглецю й азоту. Щодо зарядового стану атома водню в залізі, дві основні гіпотези – аніонна та протонна (H⁻ i H⁺) – все ще є предметом дискусій [7–10]. У роботі [11] методом мас-спектрометрії вторинних іонів при дослідженні зразків металу зварних швів, насичених воднем електролітичним способом, виявлено емісію вторинних іонів H⁻, яка зменшувалася в міру десорбції дифузійного водню. На цій підставі зроблено висновок, що атоми водню, які дифундують з об'єму металу на його поверхню, перебувають у негативно зарядженому стані.

За даними роботи [8], теоретично розраховано значення енергії зв'язку атомів водню, вуглецю й азоту з крайовими дислокаціями, які перебувають в межах 40...100 кДж/моль (0,1...1,0 еВ). Енергія зв'язку атома водню становить 0,2...0,4 еВ [1, 5]. Енергії зв'язку атомів вуглецю й азоту близькі за значенням і знаходяться в межах 0,5...0,9 еВ [8].

Пальцевич А.П. – https://orcid.org/0000-0001-8640-7909 © А.П. Пальцевич, 2022

У роботах [12, 13] описано моделі транспортування водню крайовою дислокацією й водневої крихкості металів з ОЦК ґратами з урахуванням ефекту водневої локалізації пластичності [14]. Зазначені моделі дозволяють прогнозувати кількість водню, що транспортується крайовими дислокаціями, залежно від температури випробувань, швидкості пластичної деформації та схильності металу до водневої крихкості.

Необхідною умовою взаємодії розчиненого водню з дислокаційною структурою заліза й сталей з утворенням атмосфер Коттрелла є наявність «свіжих» дислокацій, що утворюються в процесі холодної пластичної деформації або при загартуванні металу [1, 4]. Однак наведені в роботах [12, 13] моделі не враховують наявності вуглецю й азоту в металі зварних швів і термодеформаційного циклу зварювання. Разом з тим відома взаємодія вуглецю й азоту з крайовими дислокаціями з утворенням атмосфер Коттрелла та старіння сталі. Тому метою даної роботи є дослідження впливу температури деформування, умов охолодження наплавленого металу на утворення і вміст водню, пов'язаного з дислокаціями.

Устаткування й методики. Для визначення вмісту [H]_{диф} використовували газоаналізатор ОБ-2456 з хроматографічним закінченням, розроблений в IEЗ ім. Є.О. Патона. Порівняльними вимірюваннями вмісту [H]_{диф} ртутним методом згідно зі стандартом ISO 3690, а також хроматографічним методом отримано кореляцію цих методів [15]:

 $[H]_{_{\it пиф}}^{_{\it ISO 3690}} = 1,02 \times [H]_{_{\it пиф}}^{_{\it Xpomat}} - 0,27$ мл/100 г.

Для аналізу залишкового водню використовували газоаналізатор ОБ-2456, реконструйований

МЕТАЛОЗНАВСТВО

№ варіанта електрода	С	Si	Mn	S	Р	Ni	Cr	Мо	V	Ti
1	0,07	0,36	0,65	0,010	0,012	-	-			0,013
2	0,04	0,24	0,64	0,011	0,007	2,15	-	-	-	0,01
3	0,042	0,25	0,72	0,010	0,01	2,74	-	0,23	-	0,01
4	0,043	0,22	0,65	0,011	0,005	2,30	0,87	0,51	-	0,010
5	0,07	0,32	0,72	0,011	0,026	-	-	_	0,23	0,012
<i>Примітка</i> . Вміст азоту в металі зварних швів, виконаних покритими електродами основного типу, становить 0,010,02 мас. % [11].										

Таблиця 1. Хімічний склад металу, наплавленого дослідними електродами, мас. %

			•		•	<i>·</i> •	•		3.0	_	~	1
Гаолиня 2	. 1	Механічні	властивості	металу	IIIBIB	(KDIM	варіянтя	електг	оля.№	53	таол.	•••
1 wound w			Driderinboeri	THE LETTY	mpip !	(is prime	Dupiuniu	concis is a	лода и ч=		1	-,

№ варіанта електрода	Межа плинності σ _г , ΜΠа	Межа міцності σ _в , МПа	Відносне видовження δ, %	Відносне звуження ψ, %
1	375368	453449	28,7 29,0	67,9 69,8
2	433440	525536	30,931,6	76,2 77,8
3	526528	595 601	28,629,6	67,6 72,5
4	775 801	873878	19,6 22,4	62,363,5

для термодесорбційного аналізу (ТДА) з різними швидкостями нагрівання [16]. Мінімальне значення вимірюваної кількості водню становило 0,09 мм³.

Експериментальна частина. Для проведення експериментів підготовлено дослідні покриті електроди для ручного дугового зварювання діаметром 4 мм із покриттям основного типу, що забезпечують значення межі міцності наплавленого металу в інтервалі 450...880 МПа. Хімічний склад багатошарового наплавленого металу та його механічні властивості наведено в табл. 1 і 2.

Для проведення експериментів використовували також електроди марки УОНИ-13/55. Механічні властивості металу шва, виконаного цими електродами, такі: $\sigma_r \sim 420$ МПа, $\sigma_s \sim 520$ МПа, $\delta \sim 20$ %.

Для заліза й сталей щільність дислокацій перебуває в межах $10^8...10^{12}$ см⁻² залежно від термічної обробки і пластичної деформації [18]. Щільність дислокацій металу багатошарових швів, виконаних електродами марки УОНИ-13/55, яку визначали методом просвітчастої мікроскопії [19], становила $8 \cdot 10^{10}$ та $4,5 \cdot 10^{10}$ см⁻² для швидкості зварювання 19 і 5 м/год відповідно. Ці дані свідчать про те, що щільність дислокацій у металі зварних швів близька до такої у залізі й сталях.

Можливість утворення [H]_{лисл} у наплавленому металі в процесі охолодження й пластичного деформування визначали в діапазоні температур 370...20 °C. Наплавлення на зразки зі сталі ВСт3сп довжиною 100 мм і поперечним перерізом 10×15 мм із V-подібною канавкою виконували в лещатах з мідними водоохолоджувальними губками електродами УОНИ-13/55 і варіантом електрода № 4 з табл. 1. Зварювання виконували на постійному струмі 160...165 А оберненої полярності. Через 5 с після зварювання зразок виймали з охолоджувального пристрою і за допомогою термопари відслідковували поточну температуру зразка при охолодженні на повітрі. При досягненні заданої температури зразок згинали в оправці, після чого охолоджували і витримували 5...6 діб при кімнатній температурі для видалення [H]_{диф}. Із деформованого наплавленого металу виготовляли зразки для ТДА та визначали вміст [H]_{дисл} відповідно до роботи [16]. Результати дослідів наведено на рисунку.

Вплив умов охолодження й міцності наплавленого металу на утворення [H]_{пист} досліджували в одно- і тришаровому зразках наплавлених металів. У першій серії дослідів зразок одношарового наплавленого металу отримували відповідно до стандарту ISO 3690 наплавленням на заготовку зі сталі ВСт3сп у лещатах з мідними водоохолоджувальними губками. Електроди (зазначені в табл. 1), а також марки УОНИ-13/55 піддавали термічній обробці при температурі 300 °С протягом 1 год. Вміст [H]_{диф н.м.} становив 10...14 мл/100 г. Наплавлення зразків виконували при потійному струмі 160...165 А оберненої полярності, а одразу після гасіння дуги протягом 4 ± 1 с зразок наплавлення занурювали воду з льодом на 20 ± 2 с. Після його вилежування протягом 5...6 діб при T_{кімн} [H]_{диел}, мл/100 г



Вплив температури деформування $T_{_{\rm деф}}$ на вміст [H]_{дисл} у наплавленому металі: *1* – електроди марки УОНИ-13/55, межа міцності $\sigma_{_{\rm B}} = 520$ МПа, відносна деформація $\varepsilon = 0,08$; *2* – варіант електрода № 4 з табл. 1, $\sigma_{_{\rm P}} = 870$ МПа, $\varepsilon = 0,06$

№ електрода/марка [Н]дисл 0...0.07 1 2 0,04 3 0,15 4 0,18

Таблиця 3. Вміст [Н]_{лисл} в одношаровому наплавленому металі, мл/100 г

виготовляли зразки для ТДА. Результати дослідів наведено в табл. 3.

0.16

УОНИ-13/55

В другій серії дослідів отримували зразки з тришаровим наплавленим металом на такому ж режимі наплавлення. Після кожного проходу зразок охолоджували відповідно до умов, наведених у табл. 4 (швидке – відповідно регламенту ISO 3690, повільне – після гасіння дуги через 2...5 с зразок виймали з лещат і охолоджували на повітрі при $T_{\text{кімн}}$ до температури нижче 100 °С, а потім у воді). Результати дослідів із визначенням вмісту [H]_{писл} наведено в табл. 4, вміст [H]_{пиф} – в табл. 5.

Обговорення отриманих результатів. Діапазон температури 370...20 °С знаходиться нижче температури рекристалізації сталей і заліза. У діапазоні температур 370...150 °С набуває розвитку інтенсивне штучне старіння сталей, викликане формуванням атмосфер Коттрелла атомами азоту й вуглецю на утворених «свіжих» дислокаціях у процесі пластичної деформації (табл. 6). При температурі вище 150 °С атоми водню не втримуються утвореними дислокаціями. Для металу, наплавленого електродами марки УОНИ-13/55, початок осадження водню починається при температурі нижче 150 °С і досягає найбільшого значення в проведених дослідах при деформації при температурі від 100 до 20 °С. За даними роботи [12] час утворення «водневої атмосфери» становить частки секунди.

Таблиця 4. Вміст [H]_{лисл} в тришаровому наплавленому металі, мл/100 г

Охолодження наплавленого	№ вај	ріанта е табл	Термічна обробка		
зразка	1	2	3	4	електродів
Швидке	0,02	0,07	0,2	0,16	200 °C 1 род
Повільне	0,01	0	0	0	300 C, 1104
Швидке	0	0,05	0,16	0,17	400 °C 1 род
Повільне	0	0	0	0	400 C, 110Д

Таблиця 5. Вміст [H]_{лиф} в тришаровому наплавленому металі, мл/100 г

Ovoronwenne	Варіант елект № 1	грода	Варіант електрода № 4		
зразка	Термічна обробка електродів	[Н] _{диф}	Термічна обробка електродів	[H] _{диф}	
	300 °С, 1 год	5,7	300 °С, 1 год	6,5	
швидке	400 °С, 1 год	3,5	400 °С, 1 год	3,3	
Π	300 °С, 1 год	2,6	300 °С, 1 год	2,9	
Повільне	400 °С, 1 год	2,1	400 °С, 1 год	2,7	

Габлиця 6. Коефіцієнти дифузії $D_{\rm H}, D_{\rm C}, D_{\rm N}$ в $lpha$ -Fe, см²/с [10, 20]							
<i>T</i> , °C	$D_{ m H}$	$D_{\rm C}$	$D_{ m N}$				
20	1,2.10-5	2,9.10-17	8,8.10-17				
100	3,6.10-5	1,3.10-11	3,1.10-13				
300	1,0.10-4	4,3.10-10	5,3.10-10				
600	2,2.10-4	1,9.10-7	1,5.10-7				
900	3,3.10-4	3,6.10-6	2,3.10-6				

Через низькі значення коефіцієнтів дифузії $D_{\rm C}$ і $D_{\rm N}$ при температурах нижче 100 °С (табл. 6) атоми вуглецю й азоту не можуть переходити з пересиченого розчину й осаджуватися на дислокаціях за невеликий проміжок часу.

Для легованого металу (варіант електрода № 4 з табл. 1) температура початку осадження водню є дещо вищою, а вміст [H]_{лисл} більшим при меншій відносній деформації, що можна пояснити взаємодією азоту й легуючих елементів нікелю, хрому і молібдену в залізі з ОЦК гратами [8].

Згідно з даними табл. 4 і 5 очевидно, що за умов проведених дослідів швидке охолодження наплавленого металу дозволяє зберегти атоми вуглецю й азоту в пересиченому розчині та внаслідок низьких значень $D_{\rm C}$ і $D_{\rm N}$ при $T_{\rm кімн}$ дозволяє одержати «свіжі» дислокації. Як і при холодній пластичній деформації, за наявності розчиненого водню на дислокаціях утворюються атмосфери Коттрелла.

Відомо, що для попередження деформаційного старіння низьковуглецевої сталі вживають заходи щодо зниження вмісту азоту або зв'язують азот у важкорозчинні сполуки, які не спроможні переміщуватися в гратах α-Fe. За даними роботи [21] ефективними добавками до складу холоднокатаної сталі є алюміній і ванадій.

Легування металу швів ванадієм для наших досліджень обрано у зв'язку з його меншою розкислюючою здатністю порівняно з алюмінієм. Як базовий використали склад покриття електрода варіанта № 1, до якого додатково ввели порошок ферованадію (варіант електрода № 5 з табл. 1). Результати впливу легування металу шва ванадієм на вміст [H]_{писл} наведено в табл. 7.

Порівняння вмісту [Н]_{дисл} у тришаровому наплавленому металі (табл. 4, 7), виконаному при зварюванні варіантами електродів № 1 і 5 з табл. 1, демонструє істотний вплив ванадію на збільшення вмісту [H]_{дисл} за умов швидкого охолодження наплавленого металу. Повільне охолодження у всіх випадках легування не допускає утворення [H]_{писл}, що видно з даних, наведених у цих таблицях.

Таблиця 7. Вплив ванадію в тришаровому наплавленому металі на вміст [Н] лися, мл/100 г

Anth		
Охолодження зразка	Термічна обробка електродів	[Н]дисл
Швидке	200 °C 1 557	0,16
Повільне	300 C, 110Д	0
Швидке	400 °C 1 555	0,05
Повільне	400 C, 110 <u>d</u>	0

Висновки

1. При дуговому зварюванні покритими електродами утворення [H] лисл у низьковуглецевому наплавленому металі відбувається при низькотемпературній (T < 150...120 °C) пластичній деформації або швидкому охолодженні наплавленого металу (умови зварювання зразків для визначення вмісту [H]_{лиф} згідно зі стандартом ISO 3690). Зазначені умови деформації й охолодження, а також низькі значення D_c і D_N забезпечують одержання «свіжих» дислокацій, на яких утворюються атмосфери Коттрелла.

2. При підвищенні температури пластичної деформації або низькій швидкості охолодження розчинені атоми вуглецю й азоту завдяки більшій енергії зв'язку з дислокаційною структурою осаджуються на дислокаціях і запобігають утворенню [H]_{дисл}.

3. Введення легуючих елементів нікелю, хрому і молібдену в наплавлений метал призводить до збільшення утворення [H]_{пист}.

4. Введення ванадію, що утворює стійкі сполуки з атомами вуглецю й азоту, сприяє утворенню [H]_{лисл}.

Спосок літератури/References

- 1. Moroz, L.S., Chechulin, B.B. (1967) Hydrogen brittleness of *metals*. Moscow, Metallurgiya [in Russian]. 2. Musiyachenko, V.F. (1983) *Weldability and welding technolo-*
- gy of high-strength steels. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
 Makarov, V.L. (1981) Cold cracks in welding of alloyed steels. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
- Cotterill, P. (1963) Hydrogen brittleness of metals. Uspekhi Fiziki Metallov, 9 [in Russian].
- 5. Kolachev, B.A. (1985) Hydrogen brittleness of metals. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

- 6. Pokhodnya, I.K., Shvachko, V.I. (1997) Physical nature of hydrogen induced cracks in welded joints of structural steels. Avtomatich. Svarka, 5, 3–12 [in Russian].
- 7. Grigorovich, V.K. (1970) Electron construction and thermodynamics of iron alloys. Moscow, Nauka [in Russian].
- Fast, J.D. (1971) Interaction of Metals and Gases: Kinetics and Mechanisms. Phillips Technical Library, Macmillan Press Ltd. 9. Beloglazov, S.M. (1975) Hydrogenation of steel in electro-
- *chemical processes.* Leningrad, Izd-vo LU [in Russian]. Geld, P.V., Ryabov, R.A. (1972) *Hydrogen in metals and al-*10
- loys. Moscow, Metallurgiya [in Russian]. Pokhodnya, I.K., Shvachko, V.I., Upyr, V.N. et al. (1989) Ef-
- 11. fect of hydrogen on brittleness of structural steels and welded joints. Avtomatich. Svarka, 5, 1-4 [in Russian].
- 12. 12. Ignatenko, A.V. (2007) Mathematical model of transportation of hydrogen by edge dislocation. The Paton Welding J., 9, 23-27
- 13. Ignatenko, A.V., Pokhodnya, I.K., Paltsevich, A.P., Sinyuk, V.S. (2012) Dislocation model of hydrogen-enhanced localizing of plasticity in metals with bcc lattice. Ibid, 3, 15-19.
- 14. Birnbaum, H.K, Sofronis, P. (1994) Hydrogen-enhanced localized plasticity - a mechanism for hydrogen-related fracture. Mater. Sci. and Engin., 176, Issues 1-2, 191-202.
- 15. Pokhodnya, I.K., Yavdoshchin, I.P., Paltsevich, A.P. et al. (2004) Metallurgy of arc welding. Interaction of gases with metals. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
- Paltsevich, A.P., Sinyuk, V.S., Ignatenko, A.V. (2014) Interaction of 16. hydrogen with deformed metal. The Paton Welding J., 6-7, 31-34.
- 17. Pokhodnya, I.K. (1972) Gases in welds. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
- 18. Gulyaev, A.P. (1986) Metals science. 6th Ed. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- Pokhodnya, I.K., Paltsevich, A.P., Taraborkin, L.A., Mar-kashova, L.I. (1983) Method and results of investigations of hydrogen diffusion in welds. In: Abstr. of Papers of 3rd All-Union Seminar on Hydrogen in Metals (Ukraine, Donetsk, 13-15 September 1983) [in Russian].
- 20. (1974) Concise reference book of physicochemical values. Ed. by K.P. Mishchenko, A.A. Ravdel. 7th Ed. Leningrad, Khimiya [in Russian].
- 21. Litvinenko, D.A. (1968) Cold-rolled nonaging steel. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

INTERACTION OF DISSOLVED OXYGEN WITH THE DISLOCATION STRUCTURE OF LOW-CARBON DEPOSITED METAL

A.P. Paltsevych

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 gives the results of studying [H]_{dif} interaction in low-carbon metal, deposited by coated electrodes, with the dislocation structure of metal at plastic deformation during cooling in the range from 370 to 20 °C. [H]_{dif} content was determined by thermodesorption analysis with chromatographic termination. [H]_{disl} formation was found during deposited metal cooling at deformation temperature below 100 and up to 20 °C. Sample cooling method to determine [H]_{dif} content corresponded to ISO 3690 standard, and ensured [H]_{disl} formation in the deposited metal. Metal alloying by nickel, chromium, and molybdenum leads to increase of [H]_{disl} content. 21 Ref., 7 Tabl., 1 Fig.

Keywords: arc welding, α -Fe, diffusion hydrogen, dislocation structure, dislocation hydrogen, cold plastic deformation, rapid cooling Надійшла до редакції 05.02.2022

НОВА КНИГА



Борис Євгенович Патон. Спогади. Київ: «Горобець», 2022. – 236 с., іл. ISBM 978-966-2377-69-9

Книга присвячена видатному ученому XX-XXI століття – академіку Борису Євгеновичу Патону. Життя цього геніального ученого і чудової, непересічної людини вмістило великі наукові відкриття в галузі матеріалознавства, металургії, зварювання та споріднених технологій, їх блискучу реалізацію в інтересах економіки і оборони країни, новаторські звершення в галузі організації науки і освіти.

Основу книги складають рукописи академіка Б.Є. Патона: записки, листи, матеріали до книг про видатних учених – його колег і друзів. Другий розділ книги містить спогади співробітників Інституту електрозварювання, які мали велику честь працювати разом з цією видатною Людиною. Книгу можна замовити в редакції журналу.

ХІМІЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ ВНАПУСТОК ЕПОКСИДНИХ ВІТРИМЕРІВ ТА ЇХ НАНОКОМПОЗИТІВ

А.В. Ващук, С.І. Мотруніч, В.Л. Демченко, М.В. Юрженко, М.О. Ковальчук, Є.П. Мамуня

IE3 ім. €.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

У даній роботі розроблено технологію хімічного зварювання внапусток полімерних матеріалів на основі епоксидних смол (прозора плівка) та їх нанокомпозитів з окисненим графеном (чорна плівка). Зварювання плівкових матеріалів завтовшки 0,5 мм внапусток проведено в умовах ізотермічного нагрівання 150 °C та тиску обмежувальної пластини. Вибір ефективного режиму зварювання проведено за різної тривалості зварювання: 30 та 60 хв. Механічні випробування одержаних зварних з'єднань показали їх міцність на рівні основного матеріалу. Особливості структурної організації зварних з'єднань композитів досліджено методом ширококутової рентгенівської дифракції. Хімічну структуру матеріалу зварних з'єднань досліджено Фур'є трансмісійною інфрачервоною спектроскопією. Моделювання напружень, які виникають в зразках напусткових зварних з'єднань, розраховувалося з використанням експериментально встановлених методом термічного механічного аналізу показників модуля пружності та коефіцієнта лінійного розширення. Бібліогр. 12, табл. 1, рис. 7.

Ключові слова: епоксидні нанокомпозити, окиснений графен, вітримери, зварні з'єднання, хімічне зварювання

Вступ. Розробка матеріалів з пам'яттю форми, які здатні реагувати на зміни навколишнього середовища (температура, сила, електромагнітне поле, розчинник, вологість тощо) та коригувати механічні параметри (форма, положення, деформація тощо) для відновлення до вихідного стану, є важливим і актуальним напрямком розвитку будівельної техніки [1], конструкцій, які розгортаються в космосі [2], штучних м'язів [3], біомедичних пристроїв [4], сенсорів [5], перетворювачів енергії [6]. Вирішення цієї проблеми тісно пов'язане з використанням полімерів сітчастої структури, що пояснюється їх високою термостійкістю, фіксуючою здатністю та швидкістю відновлення форми. Виготовлення конструкцій з ефектом пам'яті форм може бути спрощене застосуванням зварювання.

У випадку дифузійного зварювання різнорідних матеріалів необхідно враховувати особливості теплового впливу на кожен із зварювальних полімерних матеріалів. Сумісність комбініцій матеріалів визначається за відношенням їх коефіцієнтів лінійного розширення (a_1/a_2) . Згідно літератури, висока міцність з'єднань, одержаних дифузійним зварюванням, може бути отримана лише в комбінаціях матеріалів, для яких $a_1/a_2 < 1,2$ [7], що суттєво обмежує можливість застосування зварювання.

На відміну від дифузійного зварювання, яке обумовлено силами міжмолекулярної взаємодії в зоні з'єднання, хімічне зварювання відбувається за рахунок взаємодії функціональних груп на контактуючих поверхнях з утворенням хімічних зв'язків. Хімічне зварювання різних матеріалів в одну деталь доцільно для побудови більш складних і багатофункціональних конструкцій. Зокрема, одним з методів одержання термочутливих матеріалів з пам'яттю форми є з'єднання полімерних композитів з дискретними температурами склування. Таким чином, форма кожної деталі деформується та відновлюється за відповідних температур незалежно одна від одної [8]. Іншою стратегією перетворення плоских плівок у тривимірні структури є створення двошаровості з подальшим застосуванням зовнішніх подразників (фото-, хімічної або іншої обробки) [9, 10]. Нещодавно активні 3D-статичні структури були одержані хімічним зварюванням рідкокристалічних еластомерів на основі епоксидних смол та їх композитів з полідопаміном (ПДА) з їх подальшим двонаправленим розтягом [11]. Так, різниця у відповіді на NIR-опромінення (1,0 Вт/см²) призвела до специфічної 3D деформації відповідно до візерунку: композит відновлює початкову довжину, тоді як прозора плівка не реагує на світло та залишається у видовженій формі, що змушує зразок згинатися на 90° (рис. 1, *a*). Подібним чином лінійний візерунок може керувати згином зразка у формі кругової дуги (рис. 1, б), спіралі (рис. 1, в), кігтів (рис. 1, г). Варто зазначити, що потрібні 2D-динамічні структури, які демонструють автоматичні оборотні зміни форми, зручні для транспортування та зберігання.

В даній роботі запропоновано технологію хімічного зварювання прозорих полімерних плівок на основі епоксидних смол та їх композитів з окисненим графеном, досліджено особливос-

Ващук А.В. – http://orcid.org/0000–0002–4524–4311, Мотруніч С.І. – http://orcid.org/0000–0002–8841–8609, Демченко В.Л. – http://orcid.org/0000–0001–9146–8984, Юрженко М.В. – http://orcid.org/0000–0002–5535–731X, Ковальчук М.О. – http://orcid.org/0000–0003–2161–643X, Мамуня Є.П. – http://orcid.org/0000–0003–3855–2786 © А.В. Ващук, С.І. Мотруніч, В.Л. Демченко, М.В. Юрженко, М.О. Ковальчук, Є.П. Мамуня, 2022



Рис. 1. Схематичні ілюстрації одержання зварних з'єднань та зображення відповідних 3D-структур: композитна плівка у центрі (*a*), посередині (*б*), по діагоналі (*в*), навхрест (*г*) [11]

ті структурної організації одержаних зварних з'єднань та встановлені їх механічні та термічні властивості.

Матеріали та методики досліджень. Дигліцидилового етеру бісфенолу A (4,4'-ізопропилідендифенол дигліцидиловий ефір, 2,2-біс[4-(гліцидилокси)феніл]пропан, ДГЕБА) з такими основними характеристиками: епоксидна еквівалентна маса 172...176, M = 340,41 г/моль, $\rho = 1,21$ г/мл за 25 °С.

Триметилолпропан трис(3-меркаптопропіонату) (T_3 М) з такими основними характеристиками: ≥95,0 %, $T_{\kappa} = 220$ °C/0,3 мм. Hg, $n_{20D} = 1,518$, M = 398,56 г/моль, $\rho = 1,16$ г/мл за 25 °C.

2-етилгексаноат олова (II) (октоат олова, сіль олова (II) 2-етилгексаноєвої кислоти, олова(II) 2-етилгексаноат, Sn(Oct)₂) з такими основними характеристиками: 92,5...100,0 %, n_{20D} = 1,493, M = 405,12 г/моль, ρ = 1,251 г/мл за 25 °C.

Окиснений графен (ОГ). Наночастинки окисненого графену представляли собою блоки з 15...20 слабкозв'язаних графенових шарів з такими основними характеристиками: 4...10 % окислених країв (епоксидні, карбонільні, гідроксильні, фенольні групи), $\rho = 1.8$ г/см³. Детальна структура ОГ все ще не зрозуміла через нерегулярне накладання шарів.

Прозорі полімерні плівки (полі(ДГЕБА/Т₃М)) одержано термічним твердненням ДГЕБА та

 T_3M за рівного молярного співвідношення тіольних та епоксидних груп в присутності 5,0 мас.% Sn(Oct)₂. Композитні плівки (полі(ДГЕБА/T₃M)/ ОГ) одержані з додаванням до одержаної суміші ОГ з концентрацією наповнення у 1,0 мас.% [12]. Змішування сумішей проводили в ультразвуковій бані ВАКU ВК-2000 за частоти 44 Гц та 50 °C впродовж 30 хв. Полімеризацію сумішей проводили в умовах ступінчатого ізотермічного нагрівання: 120, 150 °C/2 год. Товщина одержаних полі(ДГЕБА/T₃M) та полі(ДГЕБА/T₃M)/ОГ плівок становила 0,5 мм.

Випробування на статичний одновісний розтяг проводилося відповідно до стандарту ISO 527 на модернізованій розривній машині 2054 Р-5, обладнаній тензодатчиком 500N. Попередньо зразки були вирізані у формі смужок довжиною 60 мм та шириною 25 мм. Зразки плівкових матеріалів та зварних з'єднань були випробувані зі швидкістю 2 мм/хв і контролю температури (25 °C). Модуль Юнга Е для кожного зразка розраховували як нахил кривої деформування σ-ε між 0,25 та 0,5 % деформації є. Видовження при розриві визначали як значення деформації при зниженні напруження до 10 % від максимального значення міцності. Напруження при руйнуванні для основного матеріалу та зразків напусткових зварних з'єднань визначали за формулою:

$$\sigma_{\rm p} = \frac{P_{\rm p}}{S_c},$$

де σ_p – напруження при руйнуванні, МПа; P_p – навантаження при руйнуванні, Н; S_c – площа поперечного перерізу в місці руйнування, мм².

Морфологічні особливості шліфів зварних з'єднань проводили з використанням мікроскопа Versamet-2 в режимі просвічування у відповідності до ДСТУ EN12814–5:2018. Фіксація отриманих результатів здійснювалася за допомогою цифрової фотокамери, якою обладнаний мікроскоп.

Особливості структурної організації плівок полі(ДГЕБА/Т, М) та полі(ДГЕБА/Т, М)/ОГ, а також зварних з'єднань на їх основі досліджено методом ширококутової рентгенографії на дифрактометрі XRD-7000 (Shimadzu, Японія), рентгенооптична схема якого виконана за методом Дебая-Шеррера на проходження первинного пучка через досліджуваний зразок, з використанням CuK_{α} -випромінювання ($\lambda = 1,54$ Å) і графітового монохроматора. Дослідження проведено методом автоматичного покрокового сканування в режимі 30 кВ на 30 мА в інтервалі кутів розсіювання (20) від 3,0 до 55° за часу експозиції 5 с. Температура проведення досліджень становила 20 ± 2 °C. Визначення середньої відстані між молекулярними шарами в аморфних полімерах (d) виконували згідно з рівнянням Вульфа-Брегга:

$d = n\lambda(2\sin\theta_m)^{-1},$

де n – порядковий номер дифракційного максимуму (в дослідженнях усіх типів полімерів дорівнює одиниці, оскільки структура високомолекулярних сполук має релаксаційний характер); λ – довжина хвилі характеристичного рентгенівського випромінювання ($\lambda = 1,54$ Å для Си K_{α} -випромінювання); θ_m – кутове положення дифракційного максимуму на профілі розсіювання.

Хімічну структуру зварних з'єднань досліджували Фур'є трансмісійною інфрачервоною спектроскопією (ФТІЧ) з використанням спектрометра Тепsor 37 виробництва компанії Bruker в діапазоні частот 4000...600 см⁻¹. Для кожного спектра усереднено 32 послідовних скани з розподільною здатністю 4 см⁻¹. Як внутрішній стандарт використовували інтенсивність смуги поглинання з максимумом за 1607 см⁻¹, яка відповідає коливанням фенільних груп.

Для оцінки можливих деформацій та напружень при нагріванні зразків були проведені додаткові дослідження напружено-деформованого стану зразків основного матеріалу (полі(ДГЕБА/Т₃М) та полі(ДГЕБА/Т₃М)/ОГ) та зварних з'єднань, які проводилися за допомогою пакету програм скінченно-елементного аналізу ANSYS19.1. Моделювання проводили при нагріванні зразків від 40 до 100 °С. Вихідними даними для розрахунку НДС були прийняті експериментально встановлені значення модуля пружності та коефіцієнта температурного лінійного розширення, одержані методом термічного механічного аналізу. Модель зразка розміром $60 \times 10 \times 0.5$ розбивалася на просту гексогональну скінченно-елементну сітку з розміром елементу 0,25 мм.

Експериментальна частина та обговорення. Хімічне зварювання внапусток полі(ДГЕБА/Т₂М) та полі(ДГЕБА/Т₃М)/ОГ проводили термомеханічним методом в умовах ізотермічного нагрівання за 150 °С та тиску обмежувальної пластини, вкритої антиадгезійною плівкою в термічній камеpi MTS651.06E-04 Environmental Champer (CIIIA). Вибір ефективного режиму зварювання проводили на основі зміни тривалості процесу зварювання. Було розглянуто два сценарії витримки: 30 та 60 хв. Схема формування напусткового зварного з'єднання представлена на рис. 2, а. Підведення енергії в зону з'єднання шляхом термічного нагрівання забезпечило формування з'єднання товщиною 1,0 мм. Первинний контроль якості з'єднання візуальним оглядом показав відсутність дефектів, а саме зміни кольору, витіснення ОГ назовні, а також слідів пропалів, пор та раковин (рис. 2, б). Варто зазначити, що переходу полі(ДГЕБА/ ТЗМ) та полі(ДГЕБА/ТЗМ)/ОГ у в'язко-плинний стан під час зварювання не відбувалося, що підтверджується стабільністю їх розмірів та відсутністю деформацій після формування з'єднання (рис. 2, б).

Для оцінки фізико-механічних властивостей одержаних полі(ДГЕБА/Т₃М) та полі(ДГЕБА/Т₃М)/ОГ плівок, а також їх напусткових зварних з'єднань було проведено комплекс



Рис. 2. Схематичне зображення відновлення структури матеріалу в зоні шва під час хімічного зварювання (*a*): 1 – зона шва; 2 – прозора плівка; 3 – композит; б – зовнішній вигляд одержаного напусткового зварного з'єднання

ЗВАРЮВАННЯ ПОЛІМЕРІВ

_	1 I I	1			
Γ	Зразок	Режим зварювання		д МПа	Duğun pound
	Эразок	<i>T</i> , °C	<i>t</i> , хв	O_p , WIIIa	гуинування
Γ	полі(ДГЕБА/Т ₃ М)		_	18,119,9	_
	полі(ДГЕБА/Т ₃ М)/ОГ	_		20,122,4	_
	Зварне з'єднання	150	30	8,19,5	Шов
		150	60	12,113,5	Основний матеріал полі(ДГЕБА/Т ₃ М)

Міцність одержаних плівок та їх зварних з'єднань

випробувань та досліджень. Встановлено, що руйнування зварних з'єднань, одержаних впродовж 30 хв, відбувається по зварному шву за 8,1...9,5 МПа (таблиця). Водночас зі збільшенням тривалості зварювання до 60 хв руйнування зварних з'єднань відбувається по основному матеріалу полі(ДГЕБА/Т₃М), за межами зварного з'єднання. Варто зазначити, що у даному випадку σ_p зварних з'єднань знаходиться на рівні основного матеріалу полі(ДГЕБА/Т₃М).

Проведені дослідження макроструктури експериментальних зварних з'єднань дозволили встановити відсутність жодних ознак інтерфази (рис. 3). Отже, під час хімічного зварювання утворення самостійної неперервної фази, яка за своїми властивостями відрізнялась би від властивостей основних матеріалів полі(ДГЕБА/Т₃М) та полі(Д-ГЕБА/Т₃М)/ОГ не спостерігається.

Аналіз ширококутових рентгенівських дифрактограм (рис. 4), показав, що зварне з'єднання характеризується лише ближнім упорядкуванням при трансляції в просторі фрагментів міжвузлових молекулярних ланок. Про це свідчить прояв на дифрактограмі одного дифракційного максимуму дифузного типу (аморфне гало) з кутовим положенням 20_т близько 18,8°. Разом з тим середня відстань між шарами міжвузлових молекулярних ланок в зварному з'єднанні згідно з рівнянням Брегга становить 2,5 Å. Водночас, порівняно з основним матеріалом оптично прозорої (рис. 4, крива 2) та композитної плівок (рис. 4, крива 3) на дифрактограмі зразка шва (рис. 4, крива 1) зміщення дифракційного максимуму дифузного типу не фіксується. Це вказує на те, що внаслідок формування зварного шва середня відстань між шарами молекулярних ланок не змінюється.

Як і очікувалося, на ФТІЧ-спектрах зони шва (рис. 5, крива 1) зафіксовано смуги поглинання 3441, 1735, 1607, 1509, 1244, 1032, 825 см⁻¹, типові для основного матеріалу полі(ДГЕБА/Т₃М). Спектри полі(ДГЕБА/Т₃М) (рис. 5, крива 2) та полі(Д-ГЕБА/Т₃М)/ОГ (рис. 5, крива 3) використано для порівняння. Варто відмітити, що відсутність на спектрі зони шва (рис. 5, крива 1) мультиплетних піків в діапазоні частот 500...400 см⁻¹ (характерні для полі(ДГЕБА/Т₃М)/ОГ) підтверджує формування шва, який за хімічною структурою ідентичний полі(ДГЕБА/Т₃М).



Рис. 3. Оптична фотографія шліфів зварних з'єднань



Рис. 4. Ширококутові рентгенівські дифрактограми зварного з'єднання: зона шва (1); полі(ДГЕБА/Т₃М) (2); полі(ДГЕБА/ Т₃М)/ОГ (3)



Рис. 5. Типові ФТІЧ спектри зварного з'єднання: зона шва (1); полі(ДГЕБА/Т₃М) (2); полі(ДГЕБА/Т₃М)/ОГ (3)

На рис. 6, 7 приведені результати розрахунків напружень, що виникають в зразках напусткових зварних з'єднань при їх нагріванні від 40 до 100 °С (розрахункові моделі I та моделі II). Показано, що



Рис. 6. Напруження, що виникають в зразку напусткового зварного з'єднання при розрахунковій моделі I (ліва частина полі(ДГЕБА/ T_3M), права частина полі(ДГЕБА/ T_3M)/ОГ)) при його нагріванні від 40 до 100 °С (маркери вказують напруження на поверхні); *a* – вид зверху; *б* – знизу



Рис. 7. Напруження, що виникають в зразку напусткового зварного з'єднання при розрахунковій моделі II (ліва частина полі(ДГЕБА/Т₃М), середня частина з властивостями, встановленими для зони шва, права частина полі(ДГЕБА/Т₃М)/ОГ)) при його нагріванні від 40 до 100 °C (маркери вказують напруження на поверхні)

напруження, що виникають в моделі I (ліва частина полі(ДГЕБА/ T_3 М) та права частина полі(ДГЕБА/ T_3 М)/ОГ) досягають близько 1,95 МПа, а в розрахунковій моделі II (ліва частина полі(ДГЕБА/ T_3 М), середня частина з властивостями, встановленими для зони шва, та права частина полі(ДГЕБА/ T_3 М)/ОГ) складають 2,36 МПа, на однаковій відстані від місця закріплення.

Висновки

Хімічне зварювання різних матеріалів в одну деталь доцільно для побудови більш складних і багатофункціональних конструкцій. У даній роботі наведено результати досліджень щодо розробки технології хімічного зварювання прозорих полімерних плівок на основі епоксидних смол (прозора плівка) та їх композитів, наповнених 1,0 мас.% окисненого графену (чорна плівка). Дослідження показали, що прогріву за 150 °С протягом 60 хв загалом достатньо для утворення якісного зварного з'єднання. Візуальний огляд зварних швів показав відсутність зміни кольору, витіснення окисненого графену назовні, а також слідів пропалів, пор та раковин на поверхні зварного з'єд-

ISSN 0005-111X АВТОМАТИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ, №9, 2022

нання, що забезпечує герметичність та механічні характеристики зварного з'єднання. Дослідження фізико-механічних властивостей зварних з'єднань, одержаних при 60-хвилинній тривалості зварювання показали, що руйнування відбувається за межами зварного з'єднання зі сторони матеріалу прозорої плівки, а межа міцності відповідно знаходиться на рівні 12,1...13,5 МПа. При цьому напусткове зварне з'єднання лишається практично неушкодженим. Дослідження макроструктури експериментальних зварних з'єднань показало, що зображення поверхні одержаних швів не відображають утворення самостійної неперервної інтерфази. ФТІЧ спектральні дослідження дозволили встановити повну відповідність між спектрами зони шва та прозорої полімерної плівки. Встановлено, що під час формування зварного шва середня відстань між шарами молекулярних ланок не змінюється, що підтверджено результатами ширококутової рентгенографії. Дослідження напружено-деформованого стану при підвищених температурах простих зварних полімерних виробів з використанням отриманих значень коефіцієнтів лінійного розширення методом скінченних елементів показало, що напруження, які виникають в розрахунковій моделі І, досягають близько 1,95 МПа, тоді як в розрахунковій моделі II – 2,36 МПа, на однаковій відстані від місця закріплення.

Дослідження виконані в рамках проєкту дослідницьких лабораторій молодих вчених НАН України № 11/01–2021(2) для проведення досліджень за пріоритетними напрямками розвитку науки і техніки у 2020–2021 рр. (програма № 6541230).

Список літератури/References

- Zheng, Y. Dong, Y.H. Li (2018) Resilience and life-cycle performance of smart bridges with shape memory alloy (SMA)cable-based bearings, Construct. *Build. Mater.*, 158, 389–400.
- Li, F., Liu, Y.J., Leng, J.S. (2019) Progress of shape memory polymers and their composites in aerospace applications. *Smart Mater. Struct.*, 28, 103003.

ЗВАРЮВАННЯ ПОЛІМЕРІВ

- 3. Yuan, J.K., Neri, W., Zakri, C. et al. (2019) Shape memory nanocomposite fibers for untethered high-energy microengines. *Science*, 365, 155–158.
- 4. Shin, Y.C., Lee, J.B., Kim, D.H. et al. (2019) Development of a shape-memory tube to prevent vascular stenosis. *Advanced Materials*, 31, 1904476.
- Li, Z., Qi, X.M., Xu, L. et al. (2020) A self-repairing, large linear working range shape memory carbon nanotubes/ethylene vinyl acetate fiber strain sensor for human movement monitoring. ACS Appl. Mater. *Interfaces*, **12** (37), 42179–42192.
- Xu, W., Wong, M.C., Guo, Q.Y. et al. (2019) Healable and shape-memory dual functional polymers for reliable and multipurpose mechanical energy harvesting devices. *J. Mater. Chem.* 7, 16267–16276.
 Волков С.С. (2001) Сварка и склеивание полимерных
- Волков С.С. (2001) Сварка и склеивание полимерных материалов. Москва, Химия. Volkov, S.S. (2001) Welding and adhesive bonding of polymer materials. Moscow, Khimiya [in Russian].
- Ji, F., Liu, X., Sheng, D., Yang, Y. (2020) Epoxy-vitrimer composites based on exchangeable aromatic disulfide bonds:

Reprocessibility, adhesive, multi-shape memory effect. Polymer, 197, 122514.

- Na, J.H., Evans, A.A., Bae, J. et al. (2015) Programming reversibly self-folding origami with micropatterned photocrosslinkable polymer trilayers. *Advanced Materials*, 27, 79–85.
- Silverberg, J.L., Evans, A.A., McLeod, L. et al. (2014) Using origami design principles to fold reprogrammable mechanical metamaterials. *Science*, 345, 647–650.
- Li, Z., Yang, Y., Wang, Z. et al. (2017) Polydopamine nanoparticles doped in liquid crystal elastomers for producing dynamic 3D structures. *Journal of Materials Chemistry A*, 5, 6740–6746.
- Ващук А.В., Мотруніч С.І., Демченко В.Л., Юрженко М.В. (2022) Хімічне зварювання нанокомпозитів на основі епоксидної смоли та окисненого графену. Автоматичне зварювання, 4, 50–53. DOI: https://doi.org/10.37434/ as2022.04.07

Vashchuk, A.V., Motrunich, S.I., Demchenko, V.L., Iurzhenko, M.V. (2022) Chemical welding of nanocomposites based on epoxy and oxidized graphene. *The Paton Welding J.*, **4**, 50–53. DOI: https://doi.org/10.37434/as2022.04.07

CHEMICAL OVERLAP WELDING OF EPOXY VITREMERS AND THEIR NANOCOMPOSITES

A.V. Vashchuk, S.I. Motrunich, V.L. Demchenko, M.V. Yurzhenko, M.O. Kovalchuk, E.P. Mamunya

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

In this work, the technology of chemical overlap welding of polymer materials based on epoxy resins (transparent film) and their nanocomposites with oxidized graphene (black film) was developed. The welding of film materials with a thickness of 0.5 mm was carried out under the conditions of isothermal heating of 150 °C and pressure of the limiting plate. The selection of an effective welding mode was carried out at different durations of welding: 30 and 60 min. Mechanical tests of the produced welded joints showed their strength at the level of the base material. Features of the structural organization of welded joints of composites were investigated by the method of wide-angle X-ray diffraction. The chemical structure of the material of welded joints was investigated by the Fourier transmission infrared spectroscopy. Modeling of stresses that occur in the specimens of welded joints was calculated using the values of the modulus of elasticity and the coefficient of linear expansion, experimentally found by the method of thermal mechanical analysis. 12 Ref., 1 Tabl., 7 Fig.

Key words: epoxy nanocomposites, oxidized graphene, vitremers, welded joints, chemical welding

Надійшла до редакції 11.05.2022



МАТЕМАТИЧНА МОДЕЛЬ ВИЗНАЧЕННЯ ЗАЛИШКОВИХ НАПРУЖЕНЬ І ДЕФОРМАЦІЙ ПРИ ЗВАРЮВАННІ ТЕРТЯМ З ПЕРЕМІШУВАННЯМ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ

Б.Р. Царик, О.Ф. Мужиченко, О.В. Махненко

IEЗ ім. €.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua Розроблено досить просту і ефективну математичну модель процесу зварювання тертям з перемішуванням (ЗТП), спрямовану на оперативне визначення залишкових зварювальних напружень і деформацій з інженерною точністю. Модель базується на застосуванні методу термопружнопластичного деформування матеріалу, який використовується при моделюванні дугового зварювання, але замість моделі дугового джерела нагрівання розроблено модель тепловиділення від тертя робочого інструмента з матеріалом елементів з'єднання, а також в моделі враховано специфічні для ЗТП умови жорсткого закріплення елементів з'єднання під час зварювання. За допомогою розробленої моделі ЗТП проведено розрахунки для стикового з'єднання пластин з алюмінієвого сплаву АМг6 та представлено результати характерного розподілу залишкових напружень та пластичних деформацій порівняно з дуговим зварюванням стикового з'єднання. Отримані за допомогою розробленої моделі розрахункові результати підтверджують висновки інших дослідників, що при ЗТП алюмінієвих сплавів також утворюються небажані залишкові напруження та деформації, але вони нижчі, ніж при традиційних дугових способах зварювання. Розроблену модель можна ефективно використовувати для оперативного розрахункового визначення залишкових напружень та пластичних деформацій у зоні зварних з'єднань, виконаних ЗТП, з метою подальшої оцінки міцності зварних з'єднань або прогнозування загальних деформацій великогабаритних конструкцій. Намічено шляхи подальшого вдосконалення розробленої моделі з метою підвищення точності прогнозування, в тому числі шляхом урахування деградації механічних властивостей (знеміцнювання) алюмінієвого сплаву під час нагрівання. Бібліогр. 14, табл. 1, рис. 7.

Ключові слова: зварювання тертям з перемішуванням, алюмінієвий сплав, залишкові напруження, пластичні деформації, математичне моделювання

Вступ. На сьогодні технологія зварювання тертям з перемішуванням (ЗТП) знаходить широке використання при виконанні стикових з'єднань відповідальних конструкцій в таких галузях промисловості, як аерокосмічна, суднобудування, автомобільний і залізничний транспорт тощо. Враховуючи високі вимоги до конструкцій, що працюють за умов високого навантаження, визначення залишкових напружень і деформацій в зварних з'єднаннях, отриманих при ЗТП, та розробка математичної моделі їхнього визначення є актуальним завданням.

У процесі ЗТП, коли робочий інструмент, занурений у метал зварного з'єднання, обертається і поступово рухається вздовж лінії утворення шва, відбувається інтенсивний процес тертя плеча інструмента з поверхнею елементів з'єднання і поверхні штиря з матеріалом в об'ємі виробу. Відбувається також процес перемішування металу в об'ємі поблизу поверхні контакту штиря і плеча з елементами з'єднання. Форма інструмента і параметри процесу ЗТП можуть суттєво впливати на якість зварного з'єднання [1, 2].

Для ефективного моделювання даного процесу різні дослідники використовують різноманітні підходи залежно від поставлених цілей. Це може бути прогнозування якості формування зварного з'єднання для оптимізації технології зварювання або прогнозування залишкових зварювальних напружень і деформацій, які впливають на службові характеристики конструкції.

Найбільш прості математичні моделі джерела нагрівання при ЗТП [3] визначають виділення тепла тільки в результаті процесу тертя інструмента відносно матеріалу елементів з'єднання, більш детальні моделі додатково враховують внесок пластичних деформацій в розігрів елементів. У таких моделях [4, 5], крім процесу тертя, необхідно також прогнозувати процес перемішування матеріалу, для того щоб визначити баланс внесків тертя і пластичних деформацій в розігрів елементів з'єднання.

В роботі [6] в моделі ЗТП використовують непостійний, а змінний коефіцієнт тертя, який залежить від температури. В математичній моделі, представленій в [6], також кількість пластичної роботи, яка перетворена в тепло, дорівнює 80 %, хоча автори і зазначають, що в багатьох дослідженнях це значення не сягає і 5 %.

В роботах [3, 5–9] до скінченно-елементної моделі, крім зварного з'єднання, входить також робочий інструмент і оснащення для закріплення О.Ф. – https://orcid.org/0000-0002-4870-3659.

Царик Б.Р.– https://orcid.org/0000-0002-8929-7722, Мужиченко О.Ф. – https://orcid.org/0000-0002-4870-3659, Махненко О.В.– https://orcid.org/0000-0002-8583-0163 © Б.Р. Царик, О.Ф. Мужиченко, О.В. Махненко, 2022



Рис. 1. Схема процесу ЗТП

його елементів, що дозволяє визначити втрати тепла джерела нагрівання через інструмент і оснащення. Інші дослідники [4] використовують напіваналітичну термічну модель процесу ЗТП, яка скорочує час обчислень.

Всі моделі визначення напружено-деформованого стану при ЗТП враховують дію термонапружень на процеси пружнопластичного деформування матеріалу в процесі зварювання і подальшого охолодження [9]. Основною особливістю моделювання процесу ЗТП є доволі жорстке закріплення в процесі зварювання елементів з'єднання [6, 8].

Математична модель. В результаті аналізу існуючих робіт з математичного моделювання процесів термопружнопластичного деформування і масоперенесення при ЗТП розроблено досить просту модель, спрямовану на оперативне визначення залишкових зварювальних напружень і деформацій з інженерною точністю з метою подальшої оцінки міцності зварних з'єднань за умов експлуатаційного навантаження або прогнозування загальних деформацій великогабаритних конструкцій з великою кількістю зварних з'єднань за методом функції усадки [10].

Відомо, що тепловиділення при ЗТП, отримане в результаті деформування, не перевищує 5 % загальної кількості тепловиділень [11]. Тому в запропонованій моделі для оперативного отримання даних залишкових зварювальних напружень та деформацій при ЗТП елементів з алюмінієвих сплавів тепловиділенням від деформування металу можна знехтувати. Крім того, з метою спрощення моделі при збереженні інженерної точності прогнозування не врахували такі фактори, як залежність коефіцієнта тертя від температури матеріалу, відведення тепла в робочий інструмент і оснащення для закріплення елементів з'єднання (опорна пластина і затискачі), часткове зниження тепловиділення від тертя в результаті перемішування матеріалу, а також ефект знеміцнювання – зниження механічних властивостей алюмінієвого сплаву під час нагрівання [12].

При моделюванні температурних полів при ЗТП застосовували рівняння нестаціонарної теплопровідності, яке враховує об'ємне зварювальне джерело нагрівання W(x, y, z, t)

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

де ρ – щільність матеріалу; *с* – питома теплоємність; λ – коефіцієнт теплопровідності.

У загальному вигляді для зварювального виробу при ЗТП (рис. 1) під час руху центра (x_0, y_0, z_0) робочого інструмента (рис. 2) зі швидкістю зварювання v_w потужність виділення тепла на одиницю площі контакту між інструментом і матеріалом з'єднання в довільній точці (x,y,z) в момент часу tописується залежністю

$$-\lambda \frac{\partial T(x, y, z, t)}{\partial n} = \mu P_n \omega r , \qquad (2)$$

при z = 0 і $R_1 < r < R_2$ (на поверхні в зоні плеча інструмента),

при $0 < z < \delta$ і $r = R_1$ (за товщиною в зоні штиря інструмента),

де μ – коефіцієнт тертя; P_n – нормальне зусилля на одиницю площі (тиск) в точці контакту; ω – кутова швидкість обертання інструмента; $r = \sqrt{(x - x_0)^2 + (y - y_0)^2}$ – відстань розглянутої

точки контакту від осі обертання робочого інструмента $(x_0, y_0); R_1$ – радіус штиря; R_2 – радіус плеча;



Рис. 2. Схема робочого інструмента при зварюванні

 δ – товщина зварюваних елементів. Кутом нахилу плеча β можна знехтувати, оскільки при малих кутах $\leq 2...3^{\circ}$ збільшення площі контакту в зоні плеча, що не перевищує 5 %.

Граничні умови на поверхнях елементів з'єднання (рис. 3) з урахуванням конвекційного теплообміну з навколишнім середовищем задавали у вигляді

$$q = -h(T_{out} - T), \tag{3}$$

де T_{out} – температура навколишнього середовища; q – тепловий потік; h – коефіцієнт теплопередачі з поверхні при конвекційному теплообміні з довкіллям (зазвичай за умов природної конвекції на повітрі $T_{out} = 20$ °C, h = 10...20 BT/(м²·°C).

Після визначення розподілів температури при ЗТП чисельне визначення напружень і деформацій проводиться за аналогічним алгоритмом як для дугового зварювання шляхом послідовного простеження протягом часу термодеформаційних процесів у матеріалі з'єднання від початку нагрівання до повного охолодження методами пружнопластичного аналізу та скінченних елементів [13]. Відмінністю моделі визначення напружень і деформацій при ЗТП від моделі при дуговому зварюванні є умова жорсткого закріплення елементів у процесі зварювання і наступного охолодження, тобто граничні умови в зоні закріплень по всій довжині зварюваних елементів знаходиться на невеликій відстані (≈30...40 мм) від зварного шва

 $U_x(x,y,z,t) = U_y(x,y,z,t) = U_z(x,y,z,t) = 0$ при $|y| > y_w$, (4) де U_x , U_y , U_z – переміщення в поздовжньому, поперечному напрямках та за товщиною елементів з'єднання; y_w – відстань від осі зварного з'єднання до розташування пристроїв закріплення.

У пружнопластичній постановці тензор деформацій можна представити у вигляді

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p \quad (i, j = x, y, z) , \qquad (5)$$

де ε_{ij}^{e} , ε_{ij}^{p} – тензор відповідно пружних і пластичних деформацій. Компоненти тензорів напружень σ_{ij} та пружних деформацій ε_{ij}^{e} пов'язані один з одним законом Гука:

$$\varepsilon_{ij}^{e} = \frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma}{2G} + \delta_{ij}(K\sigma + \varphi), \qquad (6)$$

де δ_{ij} – одиничний тензор ($\delta_{ij} = 0$, якщо $i \neq j$, $\delta_{ij} = 1$,

якщо
$$i = j$$
; $\sigma = \frac{1}{3}(\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz})$; $G = \frac{E}{2(1 + v)}$ -
модуль зсуву; $K = \frac{1 - 2v}{E}$ – піддатливість об'ємно-
го стиснення; E – модуль Юнга; v – коефіцієнт Пу-
ассона; φ – функція вільних відносних подовжень
(об'ємних змін), викликаних зміною температури:

$$\varphi = \alpha (T - T_0), \qquad (7)$$

де α – коефіцієнт відносного температурного видовження матеріалу.

Пластичні деформації пов'язані з напруженим станом рівнянням теорії пластичної неізотермічної течії, асоційованої з умовою плинності Мізеса:

$$l\varepsilon_{ij}^{p} = d\lambda(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma) \quad (i, j = x, y, z), \qquad (8)$$

де $d\varepsilon_{ij}^{p}$ – прирощення тензора ε_{ij}^{p} в даний момент часу *t* обумовлене історією деформування, напруженнями σ_{ij} та температурою *T*; $d\lambda$ – скалярна функція, яка визначається умовами течії:

$$d\lambda = 0$$
, якщо $f = \sigma_i^2 - \sigma_{\rm T}^2(T) < 0$ або $f = 0$ при $df < 0$;
 $d\lambda > 0$, якщо $f = 0$ i $df > 0$; (9)

стан f > 0 неприпустимий, де σ_i – інтенсивність напружень

$$\sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{\left(\sigma_{xx} - \sigma_{yy}\right)^2 + \left(\sigma_{xx} - \sigma_{zz}\right)^2 + \left(\sigma_{yy} - \sigma_{zz}\right)^2 + 6\left(\sigma_{xy}^2 + \sigma_{xz}^2 + \sigma_{yz}^2\right)},$$

 $\sigma_{T}(T)$ – межа плинності матеріалу при температурі T.

Для отримання результатів компонент залишкових напружень σ_{ij} і деформацій ε_{ij} необхідно



Рис. 3. Результати чисельного розрахунку розподілу температури за товщиною пластини в поперечному перерізі при зварюванні стикових з'єднань для моделі дугового зварювання (*a*) пластини розміром 500×500 мм, $\delta = 8$ мм та моделі ЗТП (*б*) пластини розміром 300×300 мм, $\delta = 8$ мм

розглядати процес розвитку пружнопластичних деформацій протягом часу, починаючи з деякого початкового стану. Для цього традиційно використовують метод послідовного простежування, коли для моменту t розв'язок шукають, якщо відомий повний розв'язок для моменту $(t - \Delta t)$, де Δt – крок простеження розвитку пружнопластичних деформацій, в межах якого можна приблизно вважати, що розвиток відбувається за досить простою траскторією навантаження. У цьому випадку зв'язок між кінцевими прирощеннями тензора деформацій $\Delta \varepsilon_{ii}$ і тензором напружень σ_{ii} відповідно до [13] можна записати у вигляді:

 $\Delta \varepsilon_{ij} = \psi(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma) + \delta_{ij}(K\sigma) - b_{ij},$ (10)де ψ – функція стану матеріалу в точці (*x*, *y*, *z*) в MOMENT t,

$$\psi = \frac{1}{2G},$$
якщо $f < 0,$
 $\psi > \frac{1}{2G},$ якщо $f = 0,$ (11)

стан f > 0 неприпустимий;

b_{ii} – тензорна функція додаткових деформацій, яка визначається прирощенням об'ємних змін $\Delta \phi$ і відомими результатами попереднього етапу простеження:

$$b_{ij} = \left[\frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma}{2G} + \delta_{ij}(K\sigma)\right]_{t-\Delta t} + \delta_{ij}\Delta\phi$$

$$(i, j = x, y, z). \qquad (12)$$

Умови течії у вигляді (9) включають значну фізичну нелінійність в функції стану матеріалу ψ , для реалізації якої зазвичай використовують ітераційні процеси. В результаті на кожній ітерації фізично нелінійна задача переходить в лінійну задачу теорії пружності зі змінним модулем зсуву, який дорівнює $1/2\psi$, і додатковими деформаціями b_{ii} .

Результати моделювання. За допомогою розробленої моделі ЗТП (1)–(12) проведено розрахунки для стикового з'єднання пластин обмеженого розміру (300×300 мм, $\delta = 8$ мм, режим зварювання $R_1 = 5$ мм, $R_2 = 10$ мм, $\omega = 700$ об/хв, $\hat{\mu} = 0.4$, $P_n = 70$ МПа, $v_w = 1,7$ мм/с) та представлено результати характерного розподілу залишкових напружень та пластичних деформацій порівняно з дуговим зварюванням стикового з'єднання для пластини розміром 500×500 мм, $\delta = 8$ мм (режим TIG I = 230 A, U = 15 B, $v_{\mu} = 3$ мм/с, ефективний коефіцієнт η = 0,6). Механічні й теплофізичні властивості матеріалу залежно від температури при моделюванні прийнято як для алюмінієвого сплаву АМг6 (таблиця).

Результати чисельного розрахунку показали (рис. 3), що максимальна температура нагрівання при ЗТП (до 500...550 °C) значно нижча, ніж при дуговому зварюванні (до 750 °С і вище) і не досягає температури плавлення алюмінієвого сплаву $T_{\rm liq} = 650$ °C. Поздовжня компонента залишкових пластичних деформацій при ЗТП розподілена в більш вузькій зоні, ніж при дуговому зварюванні, тому інтегральна величина поздовжньої усадки приблизно в 3 рази нижче (рис. 4). Поперечна компонента залишкових пластичних деформацій при ЗТП за абсолютною величиною в 3 рази нижче, ніж при дуговому зварюванні (рис. 5). Залишкові поздовжні напруження при ЗТП за максимальним значенням розтягуючих напружень (до 150 МПа) приблизно дорівнюють залишковим поздовжнім напруженням при дуговому зварюванні, але зона розтягуючих напружень при ЗТП значно (в 3 рази) вужче (рис. 6). Залишкові поперечні напруження при ЗТП (до 14 МПа) значно нижчі за абсолютною величиною, ніж при дуговому зварюванні (до 40 МПа) (рис.7).

Таким чином, отримані за допомогою розробленої моделі ЗТП зварювання розрахункові результати підтверджують, що при ЗТП алюмінієвих сплавів утворюються небажані залишкові напруження і деформації, причому залишкові напруження (особливо повздовжня компонента) за значенням і характером розподілу близькі до залишкових напружень при дуговому зварюванні, а залишкові деформації мають значно нижчий рівень, ніж за традиційних дугових способів зварювання.

Крім того, є ціла низка факторів, які можуть впливати на точність прогнозування розробленої моделі. Це, наприклад, залежність коефіцієнта тертя від температури матеріалу, відтік частини тепла в робочий інструмент і оснащення для закріплення елементів зварного з'єднання, також

Механічні й теплофізичні властивості алюмінієвого сплаву типу АМг6 [13, 14]

T, ℃	<i>E</i> , МПа	σ _. , МПа	ν	α·10 ⁶ , 1/°C	λ, Вт/(см·°С)	ср, Дж/(см ^{3.} °С)
20	71440	155	0,324	22,7	1,18	2,40
100	68770	152	0,327	23,4	1,22	2,51
200	64790	149	0,332	24,5	1,27	2,62
300	60330	143	0,337	25,5	1,33	2,73
400	55400	98	0,343	26,6	1,38	2,85
500	49590	70	0,351	27,6	1,43	3,00
Птимітки в –	межа плинності II	Іільність матеріа	$\pi v_0 = 2640 \text{ kg/m}^3$ if	итервал температуг	о плавлення $T = 56$	$50 ^{\circ}\text{C} T = 640 ^{\circ}\text{C}$

пьність матеріалу $\rho = 2640$ кг/м³, інтер питома теплота плавлення $Q_{\text{liq}} = 390 \text{ кДж/кг} [14].$



Рис. 4. Результати чисельного розрахунку розподілу поздовжніх пластичних деформацій для стикових зварних з'єднань у моделі дугового зварювання (*a*) пластини розміром 500×500 мм, δ = 8 мм та моделі ЗТП (*б*) пластини розміром 300×300 мм, δ = 8 мм



Рис. 5. Результати чисельного розрахунку розподілу поперечних пластичних деформацій для стикових зварних з'єднань у моделі дугового зварювання (*a*) пластини розміром 500×500 мм, δ = 8 мм та моделі ЗТП (*б*) пластини розміром 300×300 мм, δ = 8 мм



Рис. 6. Результати чисельного розрахунку розподілу поздовжніх залишкових напружень для стикових зварних з'єднань у моделі дугового зварювання (*a*) і моделі ЗТП (б)



Рис. 7. Результати чисельного розрахунку розподілу поперечних залишкових напружень для стикових зварних з'єднань моделі дугового зварювання (*a*) і моделі ЗТП (б)

часткове зниження тепловиділення від тертя в результаті перемішування матеріалу і додаткового тепловиділення від пластичних деформацій матеріалу. Врахування цих факторів, можливо, дозволить більш адекватно визначати тепловиділення в моделі джерела нагрівання, але значно підвищить складність математичної моделі. Проте є один фактор, який обов'язково треба враховувати при моделюванні ЗТП стосовно алюмінієвих сплавів – це ефект знеміцнювання, тобто деградація механічних властивостей алюмінієвого сплаву в зоні термічного впливу. Тому при подальшому вдосконаленні розробленої моделі доцільно проаналізувати врахування зазначених факторів.

Висновки

1. Розроблено розрахункову модель на основі підходів термопружнопластичного аналізу для чисельного визначення залишкових напружень та деформацій в зоні зварних стикових з'єднань з алюмінієвих сплавів, виконаних ЗТП. Основними особливостями моделі являються:

 тепловиділення від тертя робочого інструмента відносно матеріалу з'єднання;

 – специфічні для ЗТП умови жорсткого закріплення елементів з'єднання;

 послідовне простеження за часом термодеформаційних процесів у матеріалі з'єднання від початку нагрівання до повного охолодження.

2. Отримані за допомогою розробленої моделі розрахункові результати при зварюванні пластин товщиною 8 мм зі сплаву АМг6 підтверджують висновки інших дослідників, що при ЗТП алюмінієвих сплавів утворюються небажані залишкові напруження і деформації, але вони можуть мати нижчий рівень, ніж при традиційних дугових способах зварювання. Поздовжня компонента залишкових пластичних деформацій при ЗТП близька за величиною, але розподілена в більш вузькій зоні, ніж при дуговому зварюванні, тому інтегральна величина визначеної поздовжньої усадки приблизно в 3 рази нижче. Поперечна компонента залишкових пластичних деформацій при ЗТП за величиною в 3 рази нижче, ніж при дуговому зварюванні. Залишкові поздовжні напруження при ЗТП за максимальною величиною розтягуючих напружень (до 150 МПа) приблизно дорівнюють залишковим поздовжнім напруженням при дуговому зварюванні, але зона розтягуючих напружень при ЗТП значно (в 3 рази) вужче. Залишкові поперечні напруження при ЗТП (до 14 МПа) значно нижчі за абсолютною величиною, ніж при дуговому зварюванні (до 40 МПа).

3. Для подальшого підвищення точності прогнозування розробленої моделі доцільно проаналізувати урахування таких факторів: залежності коефіцієнта тертя від температури матеріалу, відведення тепла в робочий інструмент і оснащення для закріплення, зниження тепловиділення від тертя за рахунок перемішування матеріалу, додаткового тепловиділення від пластичних деформацій матеріалу, а також деградації механічних властивостей алюмінієвого сплаву (знеміцнювання) під час зварювального нагрівання.

Список літератури

- İpekoğlu G., Akçam Ö., Çam1 G. (2018) Effect of plate thickness on weld speed in friction stir welding of AA6061-T6 Al-alloy plates. *The Paton welding J.*, **12**, 7–11. DOI: https:// doi.org/10.15407/tpwj2018.12.08
- Krasnovsky K., Khokhlova Yu.A. and Khokhlov M.A. (2019) Influence of tool shape for friction stir welding on physicomechanical properties of zones of welds of aluminium alloy EN AW 6082-T6., *Ibid.*, 7, 7–12. DOI: https://doi.org/10.15407/tpwj2019.07.02
- Riahi, M., Nazari, H. (2011) Analysis of transient temperature and residual thermal stresses in friction stir welding of aluminum alloy 6061-T6 via numerical simulation. Int. J. Adv. Manuf. Techn., 55, 143–15. DOI 10.1007/s00170-010-3038-z
- 4. Ferro, P., Bonollo, F. (2010) A Semi-analytical Thermal Model for Friction Stir Welding. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41, 440–449. DOI: 10.1007/s11661-009-0104-y
- Майстренко А.Л., Нестеренков В.М., Дутка В.А. и др. Моделирование тепловых процессов для улучшения структуры металлов и сплавов методом трения с перемешиванием. Сборник трудов Седьмой Международной конференции, 15–19 сентября 2014 г., Одесса, Украина.
- Aziz Saad B., Dewan Mohammad W., Huggett D.J.et al. (2016) Impact of Friction Stir Welding (FSW) Process Parameters on Thermal Modeling and Heat Generation of Aluminum. *Acta Metall.* Sin. DOI 10.1007/s40195-016-0466-2
- Andrade, D.G., Leitão, C., Dialami, N. et al. (2020) Modelling torque and temperature in friction stir welding of aluminium alloys. *Int. J. Mech. Sciences*, 182. Doi.org/10.1016/j. ijmecsci.2020.105725
- Dresbach Christian, Marinus J. van Enkhuizen, Ulises Alfaro Mercado, Stefan Reh. (2014) Simulation of thermal behavior during friction stir welding process for predicting residual stresses. *CEAS Aeronaut J.* DOI 10.1007/s13272-014-0145-9
- Meyghani, B., Awang, M., Emamian, S., Khalid Nor M. (2017) Developing a Finite Element Model for Thermal Analysis of Friction Stir Welding by Calculating Temperature Dependent Friction Coefficient. 2nd Int. Conf. on Mech., Manuf. and Process Plant Engin., 107–126. DOI 10.1007/978-981-10-4232-4_9
- Махненко О.В. (2008) Комбинированное применение метода термопластичности и метода функции усадки для изучения процесса тепловой правки судостроительных панелей. Математичні методи та фізико-механічні поля, 51, 4, 193–201.
- Nandan, R., Roy, G.G., Lienert, T.J., DebRoy, T. (2007) Three-Dimensional Heat and Material Flow during Friction Stir Welding of Mild Steel. *Acta Materialia*, 55, 883–895. DOI 10.1016/j.actamat.2006.09.009
- Ищенко А.Я., Подъельников С.В., Покляцкий А.Г. (2007) Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов (Обзор). Автоматическая сварка, 11, 32–38.
- Махненко В.И. (1976) Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. Кнев, Наукова думка.
- Белецкий В.М., Кривов Г.А. (2005) Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение). Киев, Коминтех.

References

- İpekoğlu G., Akçam Ö., Çam1 G. (2018) Effect of plate thickness on weld speed in friction stir welding of AA6061-T6 Al-alloy plates. *The Paton welding J.*, **12**, 7–11. DOI: https:// doi.org/10.15407/tpwj2018.12.08
- Krasnovsky K., Khokhlova Yu.A. and Khokhlov M.A. (2019) Influence of tool shape for friction stir welding on physicomechanical properties of zones of welds of aluminium alloy EN AW 6082-T6., *Ibid.*, 7, 7–12. DOI: https://doi. org/10.15407/tpwj2019.07.02
- Riahi, M., Nazari, H. (2011) Analysis of transient temperature and residual thermal stresses in friction stir welding of aluminum alloy 6061-T6 via numerical simulation. Int. J. Adv. Manuf. Techn., 55, 143–15. DOI 10.1007/s00170-010-3038-z
- Ferro, P., Bonollo, F. (2010) A semi-analytical thermal model for friction stir welding. *Metallurg. and Mater. Transact. A*, 41, 440–449. DOI: 10.1007/s11661-009-0104-y
- Majstrenko, A.L., Nesterenkov, V.M., Dutka, V.A. et al. (2014) Modeling of thermal processes for improvement of structure of metals and alloys by friction stir welding. In: *Proc. of 7th Int. Conf. (Ukraine, Odessa, 15-19 September).*
- Aziz Saad, B., Dewan Mohammad, W., Huggett, D.J.et al. (2016) Impact of friction stir welding (FSW) process parameters on thermal modeling and heat generation of aluminum. *Acta Metall.* Sin. DOI 10.1007/s40195-016-0466-2
- 7. Andrade, D.G., Leitão, C., Dialami, N. et al. (2020) Modelling torque and temperature in friction stir welding of alumin-

ium alloys. Int. J. Mech. Sciences, 182. Doi.org/10.1016/j. ijmecsci.2020.105725

- Dresbach Christian, Marinus J. van Enkhuizen, Ulises Alfaro Mercado, Stefan Reh. (2014) Simulation of thermal behavior during friction stir welding process for predicting residual stresses. CEAS Aeronaut J. DOI 10.1007/s13272-014-0145-9
- Meyghani, B., Awang, M., Emamian, S., Khalid Nor M. (2017) Developing a finite element model for thermal analysis of friction stir welding by calculating temperature dependent friction coefficient. In: 2nd Int. Conf. on Mech., Manuf. and Process Plant Engin., 107–126. DOI 10.1007/978-981-10-4232-4_9
- Makhnenko, O.V. (2008) Combined application of method of thermoplasticity and method of shrinkage function for studying of hot straightening of shipbuilding panels. *Matematychni Metody ta Fizyko-Mekhanichni Polia*, 51(4), 193–201 [in Russian].
- Nandan, R., Roy, G.G., Lienert, T.J., DebRoy, T. (2007) Three-dimensional heat and material flow during friction stir welding of mild steel. *Acta Materialia*, 55, 883–895. DOI 10.1016/j.actamat.2006.09.009
- 12. Ishchenko, A.Ya., Podielnikov, S.V., Poklyatsky, A.G. (2007) Friction stir welding of aluminium alloys (Review). *The Paton Welding J.*, **11**, 25-30.
- 13. Makhnenko, V.I. (1976) Calculation methods for study of kinetics of welding stresses and strains. Kyiv: Naukova Dumka [in Russian].
- Beletskij, V.M., Krivov, G.A. (2005) Aluminium alloys (composition, properties, technology, application). Kyiv, Comintekh [in Russian].

MATHEMATICAL MODEL OF DETERMINATION OF RESIDUAL STRESSES AND STRAINS IN FRICTION STIR WELDING OF ALUMINIUM ALLOY

B.R. Tsaryk, O.F. Muzhichenko, O.V. Makhnenko

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 rater simple and efficient mathematical model of the process of friction stir welding (FSW) was developed, which is focused on fast determination of residual welding stresses and strains with engineering precision. The model is based on application of the method of thermoelastoplastic deformation of the material, which is used at modeling of arc welding, but instead of the model of arc heat source a model of heat evolution from the working tool friction against the material of the joint element was developed. The model also takes into account the conditions specific to FSW of rigid restraint of the joint elements during welding. The developed FSW model was used to conduct calculations of a butt joint of plates from AMg6 aluminium alloy and to present the results of the characteristic distribution of residual stresses and plastic strains, compared to arc welding of the butt joint. Calculation results derived using the developed model confirm the conclusions of other researchers that at FSW of aluminium alloys undesirable residual stresses and strains also form, but they are lower than with the traditional arc welding methods. Developed model can be effectively used for on-line calculation definition of residual stresses and plastic deformations in the zone of welded joints produced by FSW, with the purpose of further assessment of welded joint strength or prediction of general deformations of large-sized structures. Ways of further improvement of the developed model were outlined with the purpose of further increase of prediction accuracy, also by allowing for degradation of mechanical properties (softening) the aluminium alloy during heating.14 Ref., 1 Tabl., 7 Fig.

Keywords: friction stir welding, aluminium alloy, residual stresses, plastic deformation, mathematical modeling

Надійшла до редакції 09.06.2022

НОВА КНИГА



Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В. Аргонодугове та електронно-променеве зварювання псевдо-β **титанового сплаву ВТ19.** — Київ: Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, 2022. — 128 с.

В монографії розглянуто особливості зварювання псевдо-β титанових сплавів методами аргоно-дугового (АДЗ) та електронно-променевого (ЕПЗ) зварювання. Методами математичного моделювання визначено вплив термічного циклу зварювання на фазовий склад металу зварного шва і зони термічного впливу зварного з'єднання при АДЗ вольфрамовим електродом псевдо-β титанового сплаву ВТ19. Побудовано діаграму анізотермічних перетворень при охолодженні псевдо-β титанового сплаву та розрахунково-експериментальним методом визначено залежність залишкової кількості β-фази від швидкості охолодження. Розроблено технологію АДЗ із застосуванням присадного дроту або безкисневих флюсів та технологію ЕПЗ с попереднім пі-

дігрівом і локальною термічною обробкою. Встановлено залежність міцності з'єднань сплаву ВТ19, виконаних ЕПЗ, від кількості β-фази в металі шва. Наведено результати досліджень впливу різних видів пічної термічної обробки зварних з'єднань сплаву ВТ19 на їх структурно-фазовий склад та механічні характеристики. Застосування зазначених технологій зварювання сприятиме більш широкому використанню зварних конструкцій з псевдо-β титанових сплавів в енергетичному та хімічному машинобудуванні, а також в авіакосмічній галузі промисловості. Для наукових та інженерно-технічних працівників, а також студентів металургійних спеціальностей. *Книгу можна замовити в редакції журналу.*

МІКРОПЛАЗМОВЕ НАПИЛЕННЯ ПОКРИТТЯ З ВИКОРИСТАННЯМ ЦИРКОНІЄВОГО ДРОТУ

С.Г. Войнарович¹, Д.Л. Алонцева², О.М. Кислиця¹,¹ С.М. Калюжний¹, Т. В. Цимбаліста¹, М.М. Димань¹

¹IEЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. Е-mail: office@paton.kiev.ua ²Східно-Казахстанський технічний університет ім. Д. Серикбаєва, 070004, м. Усть-Каменогорськ, вул. Протозанова, 69, Казахстан. Е-mail: kanc ekstu@mail.ru

Робота присвячена дослідженню процесу мікроплазмового напилення покриттів із цирконієвого дроту. Показано технологічну можливість формування пористих біосумісних Zr-покриттів із об'ємною пористістю в діапазоні від 2 до 20 % та розміром пор до 300 мкм. Показано, що управляючи вмістом об'ємної пористості Zr-покриття можливо змінювати модуль пружності, зменшуючи його в 14 разів від вихідного литого матеріалу, що дозволяє приближати до модулю кістки та зменшувати ефект екранування (Stress shielding). Встановлений показник міцності зчеплення Zr-покриття з основою із сплаву марки BT6, середнє значення якого перевищує $26,9 \pm 4,7$ МПа і задовольняє міжнародним вимогам ISO 13179–1:2021. На основі отриманих результатів досліджень встановлені значення технологічних параметрів нанесення біосумісних Zr-покриттів методом мікроплазмового розпилення дроту із сплаву марки КТЦ-110, що дозволяє формувати на поверхні різних типів ендопротезів функціональні покриття, які дадуть можливість забезпечити більш міцне та надійне з'єднання ендопротезу з кістковою тканиною. Бібліогр. 16, табл. 3, рис. 6.

Ключові слова: мікроплазмове напилення, цирконієве покриття, ендопротези, пористість, адгезія

Вступ. Розробка та застосування біосумісних матеріалів, призначених для використання в якості замінників біологічних тканин та органів, є одними з першочергових завдань сучасного матеріалознавства та медицини. В даний час у світовій медичній практиці найбільш широко застосовуються металеві ендопротези з пористим Ті-покриттям [1]. Ендопротези кульшового суглобу із Ті-покриттям на їх поверхні виготовляються відомими світовими виробниками, серед яких Procter & Gamble, DePuy, Stryker та використовуються в травматологічній лікувальній практиці як системи безцементної фіксації [1, 2]. На сьогоднішній день такі безцементні системи імплантуються пацієнтам будь-якого віку та набувають все більшого поширення за рахунок наявності мережі пор складної форми та розвиненої морфології поверхні, яка сприяє проростанню кісткової тканини, що забезпечує надійну вторинну фіксацію ендопротезу з кісткою. Вростання кісткових тканин у пори імплантату йде безперервно, що призводить до утворення тривимірних решіток та заповнення частково або повністю всього пористого простору Ті-покриття [3, 4].

Аналіз літературних джерел показує різність думок на рахунок оптимального розміру пор покриттів для поверхонь імплантатів. Одними із дослідників, які займалися питанням встановлення закономірності процесу кісткоутворення при імплантації щурам гідроксиапатитової кераміки з різними розмірами пор, були співробітники Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАНУ. В своїх дослідженнях вони використовували зразки з розмірами пор у діапазонах 20...45, 80...150, 150...350, 600...800 мкм. За спостереженнями авторів, більш інтенсивне кісткоутворення спостерігалося при розмірах пор 80...150 мкм [5]. Автори роботи [6] також показали, що для успішного вростання кровоносних судин необхідно забезпечувати розмір пори не менше 150 мкм.

Тим не менш, з результатів аналізу літератури не можна зробити однозначний висновок про оптимальний розмір пор, оскільки це значення, мабуть, суттєво залежить від умов дослідження. Так, в діапазоні розмірів пор 25...500 мкм показали найбільш позитивний вплив на закріплення і зростання клітин пори розміром 25 та 200 мкм, в діапазоні 85...325 мкм – 325 мкм, в діапазоні 75...900 мкм – 400 мкм, а от у випадку дослідження діапазону 300...1000 мкм найкраще закріплення та зростання клітин відбувалося при 600 мкм [7].

В роботі [8] авторами були проведені дослідження на лабораторних тваринах по визначенню міцності зчеплення з прилеглими кістковими тканинами циліндричних імплантатів з пористим покриттям, отриманими із титанового порошку різної фракції, які показали, що вже через 2–3 місяці міцність на зріз досягає максимуму 17...18 МПа в діапазоні розмірів пор 100...300 мкм. При цьому пори розміром більше 300 мкм зменшували міцність зчеплення кістки з імплантатом. Крім того, було показано, що міцність зчеплення з кістковою тканиною імплантатів, на поверхнях яких були отримані

Войнарович С.Г. – https://orcid.org/0000-0002-4329-9255, Алонцева Д.Л. – https://orcid.org/0000-0003-1472-0685, Кислиця О.М. – https://orcid.org/0000-0001-8894-4660, Калюжний С.М. – https://orcid.org/0000-0002-8132-3930, Цимбаліста Т.В. – https://orcid.org/0000-0001-9569-7776, Димань М.М. – https://orcid.org/0000-0002-5886-1124 © С.Г. Войнарович, Д.Л. Алонцева, О.М. Кислиця, С.М. Калюжний, Т. В. Цимбаліста, М.М. Димань, 2022 покриття з губчастих частинок з мікропористою поверхнею, на 8...11 % вище, ніж у імплантатів, отриманих із сферичних порошків. Це пояснюється тим, що у разі контакту покриття, сформованого із губчастих частинок, з кістковою тканиною, утворюється більш тісніший зв'язок за рахунок складної та розвиненої конфігурації пористого простору.

В останні десятиліття зріс інтерес до більш сучасних матеріалів, які можливо використовувати при виробництві ендопротезів. Одним із таких матеріалів є цирконій, який має високу корозійну стійкість, електролітичну нейтральність та необхідну механічну міцність. В даний час, враховуючи високу біосумісність цирконію (рис. 1), розглядається перспектива даного матеріалу для застосування при виготовленні ендопротезів [10].

Згідно з наявними літературними даними практичного застосування цирконію та сплавів на його основі, вони є біоінертними матеріалами, які не пригнічують зростання кісткових та м'яких тканин, а також не викликають видимих морфологічних змін внутрішніх органів [11].

Разом з тим, незважаючи на прогрес у використанні цирконію та його сплавів у медичній практиці, недостатню увагу приділено вивченню цирконієвих покриттів та технологій їх нанесення на поверхні різних ендопротезів. Однією з таких технологій, за допомогою якої можливо формувати на поверхнях ендопротезів біосумісні покриття, є мікроплазмове напилення (МПН), розроблене вченими Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України [12, 13].

Метою даної роботи є дослідження процесу мікроплазмового напилення покриттів із Zr-дроту з оцінкою впливу параметрів МПН на структуру, а також механічні характеристики одержуваних покриттів, такі як модуль пружності та міцність зчеплення покриття з основою.



Рис. 1. Взаємозв'язок між поляризаційною стійкістю та біосумісністю чистих металів, сплавів Co–Cr і нержавіючої сталі [9]

Обладнання, матеріали та методики дослідження. Для проведення досліджень покриття були нанесені із Zr-дроту суцільного перерізу марки КТЦ-110 діаметром 0,3 мм, на поверхні зразків із сплаву ВТ6. Хімічний склад дроту показано в табл. 1. Попередньо поверхня зразків піддавалася газоабразивній обробці з використанням нормального електрокорунду марки 25AF-30 по ГОСТу 28818–90 при тиску стисненого повітря 0,6 МПа.

Розпилення Zr-дроту проводили на установці мікроплазмового напилення МПН-004. Дана установка призначена для нанесення зносостійких, корозійностійких, теплозахисних, біосумісних, декоративних та інших видів покриттів, що застосовуються в різноманітних галузях техніки.

Установка МПН-004 складається з джерела живлення та панелі управління струмом, витратами газу і швидкістю подачі дроту. Плазмовий струмінь формується мікроплазмотроном оригінальної конструкції з використанням газу аргону вищого або першого сорту. Подачу розпилювальних дротових матеріалів забезпечує механізм подачі МП-04, який розміщується на корпусі мікроплазмотрона. Температурний режим роботи корпусних деталей мікроплазмотрона забезпечується автономним блоком охолодження.

Для реалізації експериментів, з метою оцінки впливу параметрів МПН на формування структури цирконієвих покриттів, було обрано метод багатофакторного планування експерименту з напівреплікою 2⁴⁻¹. В якості незалежних змінних факторів були обрані сила струму, витрата плазмоутворюючого газу, дистанція напилення, швидкість подачі дроту.

Мікроструктура та морфологія поверхні отриманих Zr-покриттів досліджувалася на растровому електронному мікроскопі SEM 515 (Philips, Нідерланди).

Для якісного та кількісного аналізу об'ємної пористості застосовували оптичну методику (метод аналізу зображення), яка полягає у визначенні частки площі, що припадає на виявлені пори, до всієї площі поперечного перерізу покриття. Цифрові зображення оброблялися за допомогою програмного забезпечення Image-Pro Plus (Media Cybernetics, США), що дозволяє вимірювати пористість (виділяючи включення, що відрізняються за кольором та яскравістю) і визначати процентний вміст пор по площі поперечного перерізу покриття.

Механічні вимірювання міцності зчеплення покриттів з основою проводили методом нормального відриву за клейовою методикою з використанням клея марки ВК-9 (Хімпром, Україна) згідно стандарту ASTM C633–13(2021) на механічній розривній машині MTS318.25 (MTS Systems Corporation, США) (рис. 2).

Таблиця 1. Хімічний склад Zr-дроту марки КТЦ-110, мас.%

Zr Nb	Hf	Fe	Са	0	Si	Ni	С	Cr
99.5 0.91,1	0,01	0,05	0,03	0,110,14	0,02	0,02	0,02	0,02

ЗАХИСНІ ПОКРИТТЯ



Рис. 2. Випробувальний комплекс MTS318.25 із закріпленими зразками з Zr-покриттям

Таблиця	2. Матриця	планування	експерименту	МПН	i3
Zr-дроту					

Номер режиму	<i>I</i> , A	$Q_{\scriptscriptstyle \Pi\Pi}$, л/год	H, мм	$V_{\rm дp}$, м/хв
1	26	240	120	4,8
2	26	240	40	2,9
3	26	160	120	2,9
4	26	160	40	4,8
5	16	240	120	2,9
6	16	240	40	4,8
7	16	160	120	4,8
8	16	160	40	2,9

Методика дослідження залежності модуля пружності від об'ємної пористості покриття полягала в трьохточковому згині зразків з покриттям, коли покриття знаходиться в зоні стиску та в зоні розтягу і записом діаграми навантаження. Функціональний зв'язок між пористістю та модулем пружності покриття встановлювали шляхом побудови кривих лінійної регресії методом найменших квадратів, більш детальний опис методики представлений в роботі [14].

Результати дослідження та обговорення. Для дослідження структури та об'ємної пористості мікроплазмових покриттів із Zr-дроту були отримані зразки з покриттям згідно матриці математичного планування експерименту (табл. 2).

Аналіз мікроструктури поверхонь мікроплазмових цирконієвих покриттів показав, що в залежності від технологічного режиму напилення покриття можна розділити на 3 групи (рис. 3, 4):

1) Якщо при підльоті до основи частинки повністю розплавлені, то залежно від їх швидкості, температури перед ударом, ступеня їх деформації та дроблення під час укладання шарів, можуть формуватися структури, показані на рис. 3, *а*. Такі щільні структури формуються із повністю розплавлених частинок і мають характерну, в більшості випадків, ламелярну будову (режими № 1, 2, 4, 6).

2) Якщо при підльоті до основи разом з розплавленими частинками присутні частинки, що почали тверднути, то утворюються структури, що характеризуються ламелями більшої товщини, ніж у структурах 1-ї групи, з більшою кількістю пор та частково деформованих частинок, що закріпилися (рис. 3, б). При ударі частинок, що почали затвердівати, об поверхню основи, теплової та кінетич-



Рис. 3. Мікроструктура цирконієвого покриття: а – режим 4; б – 7; в – 8



Рис. 4. Морфологія поверхні цирконієвого покриття: а – режим 4; б – 7; в – 8

ної енергії виявляється недостатньо для повної деформації частинок, що при значній їх кількості веде до утворення зернисто-дископодібних і зернистих структур з наявністю пор. Такі структури характерні для покриттів, отриманих на режимах з більшою дистанцією напилення (режими №№ 3, 5, 7).

3) Якщо формування покриттів відбувається із (частково) затверділих (але тих, що знаходяться в пластичному стані) частинок та мають незначну швидкість, тоді утворюються покриття зі структурою, що характеризується великою кількістю об'ємних пор з розміром до 300 мкм (рис 3, в). Покриття з такою структурою неможливо отримати у випадку формування покриттів із порошкових матеріалів, оскільки виникає велика ймовірність його руйнування через низьку когезійну міцність. Це пояснюється присутністю значної кількості нерозплавлених частинок з недостатнім об'ємом рідкої фази, взаємодія яких між собою не забезпечує міцних зав'язків в процесі формування покриття. У випадку напилення з дроту, коли за рахунок малої дистанції напилення та особливостей процесу, які гарантують повне розплавлення напилюваних частинок у плазмовому струмені, що в подальшому забезпечує зіткнення з основою частинок, які знаходяться в повністю або частково в рідкій фазі, внаслідок чого формуються покриття із достатньою когезійною міцністю за рахунок більшої площі взаємного контакту між частинками при їх деформуванні.

Проведений аналіз поверхонь отриманих Zr-покриттів показав, що поверхні покриттів мають розвинену морфологію, яка була сформована із розплавлених та частково затверділих частинок, що закріпились на поверхні за рахунок наявної рідкої фази (режими № 4, 7, 8). Такі частинки дозволяють утворювати покриття с більшою питомою площею



Рис. 5. Зміна модуля пружності Zr-покриття від об'ємної пористості: *1* – стик; *2* – розтяг

поверхні, що сприяє в подальшому надійному фіксуванню імплантата в кісці.

Результати досліджень середньої об'ємної пористості Zr-покриттів, отриманих методом мікроплазмового напилення на режимах, згідно з матрицею експерименту, представлені в табл. 3.

Аналіз даних про величину об'ємної пористості (табл. 3) показує, що максимальні значення об'ємної пористості Zr-покриттів, отримані на режимі № 8, 20,3 ± 2,0 %, а розмір пор знаходиться в діапазоні 100...300 мкм (рис. 4). Наявність такого процента об'ємної пористості та розміру пор в покриттях на поверхнях ендопротезів, згідно з літературними даними [1, 3], сприятиме проростанню судин в пори покриття, що позитивно впливатиме на формування та живлення кісткової тканини, що забезпечить надійне закріплення та остеоінтеграцію ендопротезу в організмі людини.

Однак значна кількість об'ємної пористості в покритті може змінювати механічні властивості як самого сформованого покриття, так і всієї конструкції в цілому [3]. З літературних джерел відомо, що для деяких керамічних, металевих та металокерамічних матеріалів величина об'ємної пористості значно впливає на величину модуля пружності [15]. Проведені попередні дослідження по встановленню функціонального зв'язку об'ємної пористості з модулем пружності показали, що модуль пружності мікроплазмових Zr- покриттів залежить від об'ємної пористості (рис. 5) [14]. Збільшення об'ємної пористості покриття дозволяє змінювати модуль пружності Zr-покриття, зменшуючи його в діапазоні: 13,5...6,5 ГПа (розтяг) та 35...12 ГПа (стиск).

З чого можна зробити висновок, що змінюючи величину об'ємної пористості, можливо впливати на модуль пружності покриття та приближати його до кісткового, який становить 0,2...18 ГПа [15]. Це дозволить зменшити ефект екранування (Stress shielding), який впливає на резорбцію кістки і в кінцевому етапі забезпечить більш надійну фіксацію металевого імплантата [16].

Із збільшенням об'ємної пористості покриття, відповідно зменшуються його механічні властивості, але вони повинні відповідати певним вимогам. Зокрема, для титанових покриттів на поверхнях ендопротезів, згідно з вимогами міжнародного стандарту якості ISO 13179–1:2021, середня статична міцність зчеплення покриття з основою на відрив має бути більшою за 22 МПа.

Отриманий результат дослідження та розрахунку середньої міцності зчеплення мікроплазмових цирконієвих покриттів, нанесених (режим №8)

Таблиця 3. Середнє значення пористості мікроплазмових Zr-покриттів в залежності від режимних параметрів МПН

Номер режиму	1	2	3	4	5	6	7	8
Пористість,%	3,5±0,14	4,0±0,02	$6,0\pm0,4$	$2,8\pm0,1$	$8,7{\pm}0,78$	3,6±0,14	8,3±0,72	20,3±2,0



Рис. 6. Характер руйнування зразків із Zr-покриттям

на основу із сплаву ВТ6, становить 26,9±4,7 МПа. Після механічних випробувань була проведена оцінка зон руйнування покриття – контр. зразок (рис. 6), яка показала, що руйнування відбувається в середині шару покриття. Кількість покриття, що лишилося на поверхні основи, складає більше 95%, таким чином отримане значення характеризує когезійну міцність покриття. Це свідчить, що показник середньої міцності зчеплення мікроплазмового цирконієвого покриття, нанесеного на титанову основу, перевищує 26,9±4,7 МПа та задовольняє вимогам ISO 13179-1:2021.

Висновки

1. В результаті аналізу літературних даних встановлено перспективність застосування Zr-покриттів на поверхнях деталей ендопротезів, які контактують з кісткою, та визначено вимоги до мікроструктури покриттів.

2. Показано технологічну можливість формування пористих покриттів із Zr-дроту з міцністю зчеплення більше $26,9 \pm 4,7$ МПа з основою зі сплаву ВТ6, пористістю від 2,8 до 20,3 % та розміром пор до 300 мкм.

3. Встановлено, що управляючи вмістом об'ємної пористості Zr-покриття, можливо змінювати модуль пружності, зменшуючи його в 14 разів від вихідного матеріалу, що дозволяє приближати до модулю кістки та зменшувати ефект екранування (Stress shielding), що дозволить застосовувати дані покриття на поверхнях ендопротезів для забезпечення більш надійного та міцного з'єднання між імплантатом та кісткою.

Проект був виконаний в рамках фінансування Національної академії наук України за грантом 0121U112006.

Список літератури/References

- 1. Matassi, F., Botti, A., Sirleo, L. et al. (2013) Porous metal for orthopedics implants. *Clinical Cases in Mineral and Bone Metabolism*, 10(2), 111–115, PMID: 24133527. DOI: 10.11138/ccmbm/2013.10.2.111
- Cizek, J., Matejicek, J. (2018) Medicine Meets Thermal Spray Technology: A Review of Patents. *Journal of Thermal* Spray Technology, 27(8), 1251–1279. DOI:10.1007/s11666– 018–0798–8

- Civantos, A., Dominguez, C., Pino, R.J. et al. (2019) Designing bioactive porous titanium interfaces to balance mechanical properties and in vitro cells behavior towards increased osseointegration. *Surface and Coatings Technology*, 368, 162–174. DOI.org/10.1016/j.surfcoat.2019.03.001
- Liu, W., Liu, S., Wang, L. (2019) Surface Modification of Biomedical Titanium Alloy: Micromorphology, Microstructure Evolution and Biomedical Applications. *Coatings*, 9(4), 249. DOI: 10.3390/coatings9040249
- Малыпкина С.В., Дедух Н.В., Грунтовский Г.Х. и др. (1998) Морфологические особенности перестройки костной ткани при пластике дефектов гидроксиапатитовой керамикой. Ортопедия, травматология и протезирование, 3, 110–114.

Malyshkina, S.V., Dedukh, N.V., Gruntovsky, G.Kh. et al. (1998) Morphological features of osseous tissue change in plasty of defects by hydroxyapatite ceramics. *Ortopediya*, *Travmatologiya i Protezirovanie*, **3**, 110–114 [in Russian].

- Дубок В.А. (2000) Биокерамика вчера, сегодня, завтра. Порошковая металлургия, 7/8, 69–87.
 Dubok, V.A. (2000) Bioceramics – yesterday, today, tomorrow. Poroshk. Metallurgiya, 7/8, 69–87.
- Torres-Sanchez, C., Al Mushref, F.R.A., Norrito, M. et al. (2017) The effect of pore size and porosity on mechanical properties and biological response of porous titanium scaffolds. *Materials Science and Engineering: C*, 77, 219–228. DOI:10.1016/j.msec.2017.03.249
- Cook, S.D., Georgette, F.S., Skinner, H.B., Haddad, R.J (1984). Fatique properties of carbon- and porous-coated Ti-6Al-4V–alloy. *Journal Of Biomedical Materials Research*, 18, PMID: 6736080. DOI: 10.1002/jbm.820180504
- Kurodaa, D., Niinomib, M., Morinagac, M. et al. (1998) Design and Mechanical Properties of New β Tipe Titanium Alloys for implants Materials. *Materials Science and Engineering*, 243(1– 2), 244–249. DOI.org/10.1016/S0921–5093(97)00808–3
- Пилипенко Н.Н., Дробышевская А.А., Ажажа Р.В., и др. (2013). Материалы на основе циркония для создания медицинских Имплантатов. *Журнал Харківського Національного Університету*, 1059, 105–109.
 Pilipenko, N.N., Drobyshevskaya, A.A., Azhazha, R.V. et al. (2013) Zirconium-based materials for producing medical implants. *Zhurnal KhNU*, 1059, 105–109 [in Russian].
- Шерепа К.М., Парфенов А.В., Зюшманович И.С. (1992) К вопросу о применении циркониевых сплавов для джендопротезов и средств остеосинтеза. *Медицинская техника*, **5**, 14–16. PMID: 1474864
 Sherepa, К.М., Parfenov, A.V., Zyushmanovich, I.S. (1992) To problem of application of zirconium alloys for endoprosthesis and means of osteosynthesis. *Meditsinskaya Tekhnika*, **5**, 14–16 [in Russian]. PMID: 1474864
- Борисов Ю. С., Кислица А. Н., Войнарович С. Г. (2006) Особенности процесса микроплазменного напыления с использованием проволочных материалов. *Автоматическая сварка*, 4, 26–31 Borisov, Yu.S., Kislitsa, A.N., Vojnarovich, S.G. (2006)

Peculiarities of the process of microplasma wire spraying. *The Paton Welding J.*, **4**, 26–31.

- Alontseva, D.L., Borisov, Yu.S., Voinarovych, S.G. et al. (2018) Development of microplasma spraying technology for applying biocompatible coatings. *Materials Physics and Mechanics*, 39, 102–110. DOI:10.18720/MIIM.3912018_16
- Moltasov, A., Dyman, M., Kaliuzhnyi, S. et al. (2022) Dependence of the elasticity modulus of microplasma coatings made of titanium grade VT1–00 and zirconium grade KTC-110 on their porosity. Series on Biomechanics, 37, 2. DOI:10.7546/SB.36.2022.02.14
- Loskutov, V.S., Dekhtyar, L.I. (1985) Mechanical properties of plasma sprayed coatings of zirconium boride, copper, and composites of them. *Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 7(24), 570–572. Doi.org/10.1007/BF00795194
- Mohamad Ikhwan Zaini Ridzwan, Solehuddin Shuib, Hassan A.Y., Shokri A.A., Mohamad Ibrahim M.N. (2007) Problem of Stress Shielding and Improvement to the Hip Implant Designs. *Journal of Medical Sciences*, 7(3), 460–467. DOI: 10.3923/jms.2007.460.467

MICROPLASMA SPRAYING OF COATINGS USING ZIRCONIUM WIRE

S.G. Voinarovych¹, D.L. Alontseva², O.M. Kyslytsia¹, S.M. Kalyuzhnyi¹, T.V. Tsymbalista¹, M.M. Dyman¹

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

²D. Sekirbayev East-Kazakhstan Technical University, 69 Protozanov Str., Ust-Kamenogorsk, 070004, Kazakhstan. E-mail: kanc_ ekstu@mail.ru

The work is devoted to studying the process of microplasma spraying of coatings from zirconium wire. Technological possibility of formation of porous biocompatible Zr-coatings with bulk porosity in the range from 2 to 20% and up to 300 \sim m size is demonstrated. It is shown that controlling the content of bulk porosity in Zr-coating allows changing the modulus of elasticity, reducing it 14 times compared to the initial cast material that allows getting closer to bone modulus and reducing the stress shielding. The values of the strength of adhesion of Zr-coating to the base from an alloy of VT6 grade were determined, its average value being higher than 26.9 ± 4.7 MPa and meeting the international requirements of ISO 13179–1:2021. Based on the obtained investigation results, the values of technological parameters were established for deposition of biocompatible Zr-coatings by the method of microplasma spraying of the wire from KTTs-110 grade alloy that allows forming functional coatings on the surface of different types of endoprotheses, which will provide a stronger and more reliable bonding of the endoprosthesis with bone tissue. 16 Ref., 3 Tabl., 6 Fig.

Keywords: microplasma spraying, zirconium coating, endoprostheses, porosity, adhesion

Надійшла до редакції 18.07.2022



НОВИНИ ПРОМИСЛОВОГО РІЗАННЯ ВІД HYPERTHERM ASSOCIATES

Витратний картридж та різак для плазмових систем. Новий картридж HPR[®] призначений для використання з поточними системами Hypertherm HPRXD[®] і, окрім нового пальника, не потребує жодних змін у системі чи налаштуваннях системи. Оператори можуть замінити обидва за лічені секунди без використання інструментів.

Картридж замінює традиційний набір витратних матеріалів із 5 частин на ідеально вирівняну частину, яка служить довше та забезпечує розширену якість різання високої чіткості. Це значно полегшує керування витратними матеріалами та збирання, а також усуває помилки, спричинені неправильним поводженням або встановленням. «Ми дуже раді вивести на ринок цей новий картридж, оскільки він пропонує так багато переваг нашим постійним клієнтам», — сказав Крістофер Річ, директор з маркетингу продуктів HPRXD. «Це спрощує плазмове різання та навчання для виробників, робітничих майстерень і виробників, які намагаються заповнити вільні вакансії. У той же час це робить різання за допомогою однієї з наших найбільш продаваних систем більш ефективним, майже усуваючи високу вартість простою через помилки у виборі витратних матеріалів і скорочуючи час, витрачений на управління витратними матеріалами та їх заміну».

Картридж і пальник HPR тепер доступні у авторизованих партнерів продукції марки Hypertherm technology. Картридж для трьох значень сили струму — 80, 130 і 260 А і використовується для різання звичайної сталі.

Нові пальники SmartSYNC™. Пальники доступні двох різних довжин — 0,6 та 1,2 м із двома різними кутами нахилу головки пальника — 45 і 90 град і призначені для плазмових систем Hypertherm Powermax SYNC[®]. Як і інші пальники SmartSYNC, ці нові пальники автоматично встановлюють правильну силу струму, тиск повітря та режим роботи після встановлення витратного картриджа та дозволяють оператору змінювати картридж без повернення до джерела живлення. Пальники також оснащені функцією Hypertherm FastConnect[™], яка робить перемикання між пальниками швидким і легким.

Порівняно з довгим пальником Duramax[®] Hyamp першого покоління, нові довгі пальники SmartSYNC легші, вимагаючи на 45 % менше сили для їх підйому. Крім того, пальники ще міцніші та виготовлені з новим гнучким проводом для покращеної ергономіки та маневреності. «Клієнти в багатьох галузях промисловості прийняли довгий факел з моменту його появи в 2014 р.», — говорить Джефф Глучій, менеджер із продукції Powermax. «Ці клієнти кажуть нам, що вони можуть виконувати набагато більше роботи, особливо якщо вони раніше використовували кисневий паливний пальник. Їм також подобається ергономічний дизайн пальника та можливість стояти прямо під час різання. Оскільки операторам не потрібно нахилятися під час використання довгого різака, вони не втомлюються і можуть різати довше».

Довгі пальники Hypertherm використовуються для різноманітних робіт, включаючи різання заготовок на металургійних і ливарних заводах, виведення з експлуатації або знесення кораблів і ядерних установок, утилізацію металу на переробку та інш.

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

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

ВИСОКОПРОДУКТИВНЕ ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ ТАНДЕМНОГО ММА ЗВАРЮВАННЯ (НАПЛАВЛЕННЯ)

М.П. Драченко, О.Є. Коротинський

IE3 ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua.

В роботі особливу увагу приділено застосуванню імпульсно-дугового тандемного зварювання покритими електродами. Розроблено та досліджено макети устаткування для тандемного зварювання та наплавлення. Запропоновано схему для тандемного дугового зварювання штучними покритими електродами з використанням у своєму складі ємнісних накопичувачів електроенергії, а також пристрою – приставки, що дозволяє використовувати будь-яке джерело зварювального струму для виконання такого виду зварювальних робіт. В основу роботи приставки покладено принцип управління швидкістю плавлення електродів, що забезпечує їх рівномірне взаємне вигоряння. Також показані часові діаграми, що пояснюють принцип роботи пристрою, фотографії зразків наплавлення, осцилограми струмів, що підводяться до зварювальних електродів. Бібліогр. 7, рис. 8.

Ключові слова: тандемне дугове зварювання, ємнісні накопичувачі енергії, імпульсно-часове регулювання швидкості плавлення електродів

Вступ. Імпульсно-дугове зварювання займає в даний час одне з провідних місць в машинобудівному виробництві та інших галузях промисловості. У зв'язку з цим питання підвищення енергоефективності джерел живлення для реалізації різних технологічних процесів стають особливо актуальними. На сьогодні здебільше уваги приділяється питанням проектування обладнання для тандемного дугового зварювання (ТДЗ). Як показано в [1], основна перевага даного способу зварювання полягає у підвищенні продуктивності і якості зварних з'єднань. Особливу увагу при аналізі ТДЗ ряд авторів [2-4] приділяє питанню електромагнітної взаємодії полів електродів, що впливають на просторове становище зварювальних дуг. Саме їх нестабільність приводить до флуктуації енергетичних параметрів процесу і тим самим впливає на коливання режимів зварювання. Стосовно ручного дугового зварювання штучними електродами слід відзначити ще одну перевагу устаткування для тандемного способу, що полягає в суттєвому спрощенні апаратної реалізації обладнання, в якому застосовуються накопичувачі електроенергії на базі суперконденсаторів.

Метою даної роботи є створення та дослідження електричних та технологічних властивостей макету пристрою для ручного тандемного дугового зварювання (РТДЗ) штучними електродами.

Однією з перших робіт, пов'язаних зі створенням пристрою для РТДЗ, є патент [5]. Недоліки обладнання за цим патентом – це громіздкість, необхідність наявності двох окремих джерел живлення, а також незручність в експлуатації. У зв'язку з цим, нами запропоновано пристрій [6] та спеціального виду електродотримач, у яких усунуті зазначені недоліки. Одним із варіантів застосування такої структури є апаратний комплекс джерела живлення (ДЖ) для тандемного – ММА зварювання подвійним електродом, а також його застосування для ефективного наплавлення. Особливістю такого ДЖ є можливість роздільного живлення струму кожного з електродів. Причому регулювання цього струму може бути незалежним або взаємно синхронізованим. Структурно-функціональна схема такого ДЖ показана на рис. 1.

Опис структури створеного макета. В складі макета ДЖ можна виділити блок зарядного пристрою (ЗП), що реалізує спільно функцію коректора коефіцієнта потужності (ККП). Його основне призначення є передача в контрольованому режимі енергетичного потоку на ємнісні накопичувачі енергії C_{н1}, C_{н2}, які виконані на високоємнісних потужних конденсаторах, а також коригування форми струму. Вказані конденсатори є одночасно джерелом енергії для двох формувачів зварювального струму ФЗС1, Φ 3С2, що власне і формують ці струми I_1 і I_2 . Алгоритм роботи пристрою задається блоком керування зварювальним комплексом (БКЗК). Вирівнювання струмів по кожному з електродів проводиться БКЗЖ по сигналах датчиків напруг ВН, ВН, які знімають сигнали на виході комутуючих дроселів $L_{1,1}, L_{1,2}$.

В описаній схемі на рис. 1 використовується ККП, який входить до складу модуля зарядного пристрою (ЗП). Цей модуль виконаний за класичною схемою підвищуючого конвертора напруги [7], навантаженням якого є накопичувальні конденсатори C_{H1} , C_{H2} . З іншого боку, до цих конденсаторів підключені споживачі накопиченої електроенергії ФЗС1, ФЗС2, в якості яких використовуються інвертори напруги за схемою «ко-

Драченко М.П. – https://orcid.org/0000-0002-4485-2403, Коротинський О.Є. – https://orcid.org/0000-0002-6461-8980 © М.П. Драченко, О.Є. Коротинський, 2022



Рис. 1. Структурно-функціональна схема двохканального джерела для ТДЗ: ЗП – зарядний пристрій; $C_{\rm H1}$, $C_{\rm H2}$ – ємнісні накопичувачі електричної енергії; ФЗС1, ФЗС2 – формувачі зварювальних струмів; БКЗК – блок керування зварювальним комплексом; ВН₁, ВН₂ – вимірювачі напруги; $L_{1,1}$, $L_{1,2}$ – комутуючий дросель; E_1 , E_2 – зварювальні ММА електроди

сий міст». Така топологія макету дозволяє мати гальванічну розв'язку вихідних ланцюгів формування взаємонезалежних зварювальних струмів.

Керування швидкістю плавлення електродів. При тандемному ММА зварюванні актуальним є питання взаємного вирівнювання швидкості плавлення зварювальних електродів. Зазвичай, в результаті впливу різних дестабілізуючих факторів, швидкість плавлення електродів може бути неоднакова, що приводить до порушення технологічного процесу і погіршує якість зварного шва. Такі ефекти, як правило, мають місце при використанні локальних ДЖ для кожного електрода, особливо це помітно в разі, якщо ДЖ мають крутопадаючі ВАХ, або якщо використовуються неоднакові електроди з різними параметрами. Тому при створенні ДЖ для тандемного зварювання-наплавлення (ТЗН) актуальним є питання контролю і управління швидкістю плавлення електродів, яка залежить від величини електричної потужності, що підводиться до зварювальної дуги. Одним з методів регулювання швидкості плавлення електродів є імпульсна модуляція зварювального струму. Шляхом вибору амплітуди імпульсу, тривалості імпульсу і тривалості паузи здійснюється регулювання потужності, що підводиться до зварювальної дуги.

У разі живлення здвоєних електродів (тандем-зварювання) від локально незалежних зварювальних ДЖ із змінною модуляцією імпульсів зварювального струму, регулювання швидкості плавлення електродів можна виконувати на підставі контролю різниці напруг на зварювальних електродах. Реалізація описаного алгоритму показана на схемі рис. 2.

Сигнали, діючі на електродах, подаються на диференціальний вимірювач напруги (ДВН), встановлений на вході пристрою. Цей сигнал пропорційний різниці напруг на зварювальних електродах $U_{\rm E1} - U_{\rm E2} = \Delta U_{\rm E}$ подається на вхід нормуючого



Рис. 2. Функціональна блок-схема контролера вирівнювача швидкості вигоряння електродів при тандемному ММА зварюванні: ДВН – диференційний вимірювач напруги; НЛП – нормуючий логарифмічний підсилювач; ФНЧ – фільтр нижніх частот; БОП – балансуючий операційний підсилювач; ШІМ – широтно-імпульсний модулятор; ДКП – драйвер керування перемикачами; ТГ – тактовий генератор; КК – контролер керування; $U_{\rm E1}$ – напруги на зварювальних електродах; U_6 – напруги балансування; $U_{\rm KIII}$ – царуги керування перемикачами

логарифмічного підсилювача (НЛП), що забезпечує формування необхідного різницевого сигналу, а далі подається на вхід балансуючого операційного пристрою (БОП), з виходу якого на вхід широтно-імпульсного модулятора (ШІМ) надходить сигнал керування.

Балансування роботи ШІМ виконується напругою U_6 , що подається на один із входів БОП. Тактовий генератор (ТГ) задає частоту роботи ШІМ і також управляє роботою драйверів керування перемикачами (ДКП) силових ключів. Останній на своїх виходах формує імпульси напруги управління силовими ключами. Діаграма роботи модуля ДЕП показана на рис. 3.

Експериментальне випробування макета ДЖ. Для досліджень розробленого пристрою (див. рис. 1) був виготовлений спеціальний тримач електродів (рис. 4.) з окремим підключенням кожного з електродів до різних джерел живлення.

Експериментальна перевірка роботи лабораторного макета ДЖ проводилася в наступних режимах.

1. Режим зварювання – тандемне пересування електродів (рис. 5, *a*).



Рис. 3. Діаграма роботи пристрою-вирівнювача швидкості плавлення зварювальних електродів: $t_{x,1}$ – тривалість імпульсу зварювального струму першого електрода; $t_{x,2}$ – тривалість імпульсу зварювального струму другого електрода; $I_{x,1}$, $I_{x,2}$ – амплітудні значення імпульсів зварювального струму першого та другого електродів ($I_{x,1} = I_{x,2}$); $I_{y,1}$, $I_{y,2}$ – амплітудні значення імпульсів чергового струму першого та другого електродів ($I_{y,1} = I_{y,2}$)



Рис. 4. Фото тримача електродів з незалежним живленням кожного із них

2. Режим наплавлення – фронтальне пересування електродів (рис. 5, б).

Були досліджені режими тандемного зварювання з електродами однієї марки або різними. Осцилограми зварювальних струмів при використанні неоднакових електродів показано на рис. 6, *б* та з однаковими електродами – рис. 6, *а*.

На осцилограмі рис. 6, *а* представлений режим, коли струм першого і другого електродів однакові, а тому сумарний струм (верхня діаграма) є практично постійною величиною.

Друга осцилограма відповідає режиму різних струмів окремих електродів. У цьому випадку, як видно з рис. 6, δ сумарний струм є пульсуючим з частотою 5 Гц. Причому цю частоту, як вже зазна-



Рис. 5. Зразки наплавлення, виконані подвійними електродами з незалежним живленням кожного з них (оспис. a, δ – див. у тексті)

чалося вище, легко можна міняти в режимі реального часу в широкому діапазоні частот.

Ці діаграми струмів наплавлення отримані з врахуванням стабілізації режимів при технологічних процедурах, що здійснювалось за допомогою накладання на дуги постійного чергового струму.

Технологію тандемного дугового зварювання (наплавлення) можна реалізувати практично за допомогою будь-якого стандартного зварювального апарату. При цьому необхідно створити додатковий пристрій, який формував би два зварювальні струми, що живлять відповідні штучні електроди.

За результатами технологічних випробувань розробленого макету (див. рис. 1) нами було запропоновано, виготовлено та випробувано спеціальний пристрій до інверторного джерела будь-якого типу, що дозволяє реалізацію режиму імпульсно-дозованого тандемного дугового зварювання або наплавлення покритими електродами. Його блок-схема показана на рис. 7, а зовнішній вигляд на рис. 8.



Рис. 6. Осцилограми, що ілюструють роботу ДЖ (оспис. а, б – див. у тексті)



Рис. 7. Функціональна блок-схема пристрою-приставки для тандемного ММА зварювання: ДЗС – джерело зварювального струму; ДЧЗС – джерело чергових зварювальних струмів дуги; ПЗС – перемикач зварювальних струмів; ККПЗС – контролер керування перемикачем зварювальних струмів; $L_{1,1}$, $L_{1,2}$ – комутуючі індуктивності; ДДН – датчик диференційної напруги; E_1 , E_2 – зварювальні ММА електроди

Тут стабілізація та керування енергетичними параметрами технологічного процесу виконується джерелом зварювального струму, в якості якого може бути використаний будь-який обраний користувачем серійний зварювальний пристрій. Це значно розширює можливості описаного способу тандемного дугового зварювання.

Основним модулем даного пристрою, що реалізує технологічний процес тандемного зварювання, є перемикач зварювальних струмів – ПЗС. Розподілення струмів по відповідним електродам виконується спеціалізованим контролером ККПЗС (контролер керування перемикачем зварювальних струмів), в складі якого працює пристрій (рис. 2).



Рис. 8. Пристрій-приставка для тандемного ММА зварювання

Для забезпечення високої стабільності горіння зварювальної дуги в розробленому пристрої передбачений додатковий блок – джерело чергових зварювальних струмів дуги (ДЧЗС).

Випробування цього модулю було здійснено спільно з серійним джерелом, виконаним за схемою «косого» моста. За результатами проведених робіт слід відзначити, що режим імпульсно-дозованої передачі енергії в зварювальну дугу є досить перспективним для ремонтно-відновлювальних технологій.

Висновки

 У роботі запропоновано схему зварювального джерела живлення для ТДЗ штучними електродами, в якій використано досить простий алгоритм управління, побудований на принципі часо-імпульсного перетворення зварювального струму.

2. На основі проведених досліджень розроблено оригінальний пристрій керування швидкістю плавлення зварювальних електродів, на який отримано патент України.

3. Наведено експериментальні результати електричних та технологічних випробувань розробленого джерела живлення, що підтверджують його високі технічні характеристики.

4 Авторами запропоновано та досліджено спеціальний пристрій, що дозволяє виконувати тандемне зварювання від будь-якого серійного джерела постійного зварювального струму.

Список літератур

- Дилтай У., Штайн Л., Весте К., Райх Ф. (2003) Состояние и перспективы применения высокоэффективных сварочных технологий. Автоматическая сварка, 10-11, 151–157.
- Ueyama T., Ohnawa T., Yamazaki K. et al. (2005) High-Speed Welding of Steel Sheets by the Tandem Pulsed Gas Metal Arc Welding System. *Transactions of JWRI*, 34, 1, 11–18.
- Цыбулькин Г.А. (2018) Влияние собственных магнитных полей на электрические дуги при тандемной дуговой сварке. Автоматическая сварка, 3, 13–17.
- (2021) Сварка несколькими электродами. Україна. https:// msd.com.ua/svarka/
- Князьков А.Ф., Сараев Ю.Н., Тимошенко А.К., Колесин С.А. (1983) Способ двухэлектродной сварки с короткими замыканиями дугового промежутка и устройство для его осуществления. РФ патент № 998039.

ЗВАРЮВАЛЬНЕ ОБЛАДНАННЯ

- 6. Коротинський О.Є. Скопюк М.І. Драченко М.П. (2020) Джерело живлення для тандемного дугового ММА зварювання. Україна патент на корисну модель № 140340.
- 7. Коротынский А.Е. (2002) Состояние, тенденции и перспективы развития высокочастотных сварочных преобразователей (обзор). Автоматическая сварка, 7, 50-63.

Refernces

- 1. Dilthey, U., Stein, L., Woeste, K., Reich, F. (2003) Latest development and trends in high-efficient welding technologies.
- *The Paton Welding J.*, **10-11**, 146-152. Ueyama, T., Ohnawa, T., Yamazaki, K. et al. (2005) High-speed welding of steel sheets by the tandem pulsed gas metal arc welding system. Transact. of JWRI, 34(1), 11-18.
- 3. Tsybulkin, G.A. (2018) Effect of own magnetic fields on electric
- arcs in tandem-arc welding. *The Paton Welding J.*, **3**, 12-15. 4. (2021) *Welding by several electrodes*. Ukraine. https://msd. com.ua/svarka/
- 5. Knyazkov, A.F., Saraev, Yu.N., Timoshenko, A.K., Kolesin, S.A. (1983) Method of twin-electrode welding with short circuits of arc gap and device for its realization. RF Patent 998039 [in Russian].
- Korotynskyi, O.E., Skopyuk, M.I., Drachenko, M.P. (2020) Power source for tandem arc MMA welding. Patent on utility model 140340, Ukraine [in Ukrainian].
- 7. Korotynsky, A.E. (2002) State-of-the-art, tendencies and prospects of development of high-speed welding converters (Review). The Paton Welding J., 7, 36-37.

HIGH PERFORMANCE EQUIPMENT FOR TANDEM MMA WELDING (SURFACING)

M.P. Drachenko, O.E. Korotynskyi

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

In the paper special attention is given to application of pulsed-arc tandem welding by coated electrodes. Mock-ups of equipment for tandem welding and surfacing were developed and studied. A scheme was proposed for tandem arc welding by stick coated electrodes, fitted with capacitive energy storage devices, as well as a device-attachment that allows using any welding current source to perform this kind of welding operations. The attachment operation is based on the principle of controlling the electrode melting rate that ensures their uniform mutual burnout. Also shown are time diagrams, which clarify the principle of operation of the device, photos of surfaced samples, oscillograms of currents supplied to the welding electrodes. 7 Ref., 8 Fig.

Keywords: tandem arc welding, capacitive energy storage devices, pulse-time regulation of electrode melting rate

Надійшла до редакції 29.05.2022



КОНФЕРЕНЦІЯ ЗВАРЮВАННЯ ТА ТЕХНІЧНА ДІАГНОСТИКА ДЛЯ ВІДНОВЛЕННЯ ЕКОНОМІКИ УКРАЇНИ



м. Київ

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона 17 листопада 2022 р.

Тематика конференції

• Зварювання та споріднені технології з'єднання та обробки перспективних конструкційних і функціональних матеріалів, фізико-хімічні процеси при їх реалізації

• Фізична та конструкційна міцність матеріалів, зварних з'єднань і конструкцій, їх діагностика та подовження ресурсу експлуатації

 Автоматизація і роботизація технологій з'єднання та обробки матеріалів, математичне моделювання процесів та інформаційні технології

 Створення нових функціональних та конструкційних матеріалів і технологій їх отримання методами спеціальної електрометалургії

- Нові процеси і технології нанесення покриттів різного призначення та інженерія поверхні
- Матеріали, технології і вироби медичного призначення

Адитивні технології отримання виробів і елементів конструкцій на основі лазерних, електронно-променевих і дугових джерел енергії

Технології ремонту та відновлення інфраструктурних і промислових об'єктів.

Контрольні дати

Подання заявок для участі в конференції

(доповідь наживо / on-line доповідь / стендова доповідь / без доповіді)

– тез доповідей	до 20.10.2022
– без доповіді	до 10.11.2022
Розсилка програми та збірки тез конференції	до 04.11.2022
Оплата організаційного внеску	до 16.11.2022
Організаційний комітет конференції тел./факс: (38044) 205-23-90 <i>E-mail: journal</i> @paton.kiev.ua www.pwi-scientists.com/ukr/wtd2022	



П.О. КОСЕНКУ – 80!



19 вересня виповнилося 80 років відомому спеціалісту з організації виробництва зварювальних матеріалів, представнику Патонівської школи, багаторічному директору Державного підприємства «Дослідний завод зварювальних матеріалів Інституту елек-

трозварювання ім. Є.О. Патона НАН України» Петру Олексійовичу Косенку.

П.О. Косенко після закінчення у 1969 р. Київського політехнічного інституту за направленням працював майстром зміни, начальником виробництва, головним механіком Київського зварювально-електродного заводу, потім головним інженером Київського сітково-електродного заводу ім. Письменного.

3 1977 по 2021 pp. П.О. Косенко – директор Дослідного заводу зварювальних матеріалів IE3 ім. Є.О. Патона. За ці роки завод пройшов славетний шлях розвитку та реконструкції. Було модернізовано ділянки виготовлення рідкого скла, конвеєрних і камерно-сушильних та прокалювальних печей, електрообмазувальних агрегатів, оптимізовано технологію серійного виробництва електродів малого діаметра (2,5 і 3,0 мм) та високопродуктивних електродів. Проведено реконструкцію і модернізацію заводської лабораторії, встановлено сучасне обладнання. Побудовано склад, що опалюється, для зберігання сировинних матеріалів. Завод стає потужною базою для виробництва нових видів зварювальних матеріалів. Досвід, якого набули спеціалісти IE3 ім. Є.О. Патона на Дослідному заводі, дозволяв їм в найкоротші терміни освоювати виготовлення сучасних матеріалів, створених в IE3 ім. Є.О. Патона, також і на інших заводах.

Під безпосереднім керівництвом П.О. Косенка та за його активної участі завод впровадив у виробництво понад 32 марок зварювальних електродів, 40 марок порошкового дроту для зварювання та наплавлення, 25 марок плавлених і керамічних флюсів. Також зроблен великий внесок у спорудження газопроводу «Уренгой–Помари–Ужгород».

П.О. Косенко автор 19 винаходів, впроваджених у виробництво, які сприяли більш ефективно-

му використанню сировинних матеріалів, удосконаленню технологічних процесів, автоматизації зварювання та підвищенню якості зварювальних матеріалів.

В 2004 – 2005 рр. на базі заводу, при активній підтримці П.О. Косенка, був успішно виконан інноваційний проект НАН України «Організація сучасного виробництва порошкового дроту згідно до вимог міжнародної системи забезпечення якості продукції». Основним результатом виконання проекту стала успішна реалізація розробленої в ІЕЗ технології та ноу-хау виробництва порошкових дротів для електродугового зварювання за рахунок технічного переоснащення та комплектації виробничих потужностей Дослідного заводу зварювальних матеріалів ІЕЗ ім. Є.О. Патона обладнанням, що відповідає сучасному світовому рівню.

Продукція заводу протягом багатьох років використовувалася в енергетиці, мостобудуванні, суднобудуванні, будівництві нафто- і газопроводів. Навіть у важких економічних умовах кероване П.О. Косенком підприємство практично не зменшувало обсяги виробництва продукції, значна частина якої експортувалася. Завод став флагманом виробництва зварювальних матеріалів і успішно закріплював свої позиції на ринку цієї важливої продукції.

П.О. Косенко зробив великий внесок у розвиток наукоємних технологій і прогресивних зварювальних матеріалів, у становлення їх вітчизняного виробництва.

П.О. Косенко – двічі Лауреат премії Ради Міністрів СРСР (1983 р., 1990 р.). Він нагороджений Почесною грамотою Президії Верховної Ради УРСР (1984 р.), орденом «Знак Пошани» (1986 р.), медаллю «Ветеран Праці» (1989 р.), орденом «За заслуги» III ступеня (1998 р.), орденом «За заслуги» III ступеня (1998 р.), орденом «За заслуги» II ступеня (2009 р.), відзнакою Національної академії наук «За професійні здобутки» (2012 р.), відзнакою Національної академії наук «За сприяння розвитку науки» (2017 р.), орденом «За заслуги» I ступеня (2018 р.). Йому присвоєно почесне звання «Заслужений машинобудівник України» (2001 р.).

Сердечно вітаємо ювіляра та бажаємо міцного здоров'я.

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона Редколегія та редакція журналу

ІНСТИТУТ ЕЛЕКТРОЗВАРЮВАННЯ ім. Є.О. ПАТОНА ПОСИЛЮЄ СПІВПРАЦЮ З НІМЕЦЬКИМИ КОЛЕГАМИ

В серпні цього року директор Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона академік НАН України Ігор Крівцун та учений секретар інституту кандидат технічних наук Ілля Клочков відвідали з робочим візитом Федеральний інститут досліджень та випробувань матеріалів (Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung) у м. Берліні та Інститут зварювання та з'єднань Рейнско-Вестфальского технічного університету у м. Аахен.

Федеральний інститут досліджень та випробувань матеріалів є вищим науково-технічним інститутом, який підпорядковується Федеральному міністерству економіки та захисту клімату Німеччини. Інститут займається дослідженнями та розробками у галузі матеріалознавства, хімії, захисту навколишнього середовища і безпеки. Він складається з 11 департаментів та нараховує близько 1700 співробітників. Він також розповів про виклики, що постали перед науковою спільнотою України в умовах повномасштабної агресії РФ, а також втрати, яких зазнала Національна академія наук України.

Йшлося й про перспективи спільних дослідницьких проектів Федерального інституту досліджень та випробувань матеріалів та Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона.



Ілля Клочков, Ігор Крівцун та Томас Бьоллінгхаус

Під час візиту гості ознайомились з діяльністю департаменту безпеки конструкцій. Приймав гостей особисто керівник департаменту професор Томас Бьоллінгхаус, який нещодавно був обраний новим президентом Міжнародного інституту зварювання (IIW), а також співробітник цього департаменту доктор Андрій Гуменюк.

Керівництво IEЗ відвідало дві зварювальні лабораторії. Особливу зацікавленість викликала технологія лазерного зварювання з новим лазером потужністю 60 кВт, який було нещодавно введено в експлуатацію.

У ході розмови академік Ігор Крівцун проінформував німецьких колег про статус та структуру ІЕЗ, основні напрями його наукових досліджень і науково-технічних розробок.



Андрій Гуменюк демонструє Ігорю Крівцуну зварювальний лазер потужністю 60 кВт

Інститут зварювання та з'єднань у м. Аахен вже майже 70 років проводить дослідження у галузі сучасних технологій зварювання та з'єднання. Дослідження, які проводяться у цьому Інституті, охоплюють майже всі промислово важливі методи нероз'ємного з'єднання. До них належать технології дугового з'єднання з їх сучасними технологічними варіаціями, весь спектр електронно-променевого та лазерного зварювання, процеси контактного зварювання та зварювання тертям, клейове з'єднання, а також математичне моделювання зварювальних процесів.

Окрім аналізу фундаментальних процесів, які проводяться в рамках вищезазначених технологій, основний акцент робиться на впровадженні отриманих результатів у вдосконалення та подальший



Академік Ігор Крівцун та доктор Олег Мокров

розвиток технологій з'єднання для створення нових матеріалів та проектування конструкцій.

Інститут зварювання та з'єднань Рейнско-Вестфальского технічного університету та Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона поєднують багато років взаємної плідної співпраці.

В рамках візиту відбулася зустріч керівництва IEЗ з директором Інституту професором Уве Райсгеном, науковцем інституту – доктором Олегом Мокровим та головним інженером Інституту Раулем Шармою. Гостей ознайомили з новими науковими досягненнями та напрацюваннями інституту, роботою лабораторій, продемонстрували сучасне зварювальне обладнання. Також під час зустрічі сторони обговорили перспективи подальшого співробітництва у науковотехнічній сфері.



В лабораторії зварювання під водою



Ілля Клочков та Рауль Шарма у лабораторії електронно-променевого та лазерного зварювання

ВИСТАВКА ОБОРОННОЇ ПРОМИСЛОВОСТІ МЅРО-2022

3 4 по 10 вересня 2022 р. в м. Кельце (Польща) була проведена щорічна XXX Міжнародна виставка оборонної промисловості MSPO-2022 (Międzynarodowy Salon Przemysłu Obronnego). Цього року виставка зібрала 613 експонентів із 33 країн світу, серед яких 312 польських компаній. Заход відвідало 60 делегацій із 39 країн світу, у тому числі вісім на міністерському рівні. 25000 гостей з усього світу відвідали MSPO 2022, ще 10500 відвідали День відкритих дверей. Окрім почесного гостя – президента Анджея Дуди, захід відвідали також прем'єр-міністр Матеуш Моравецький, віцепрем'єр-міністр національної оборони Маріуш Блащак та голова Бюро національної безпеки Павел Солох. Участь у заході взяв також керівний склад Війська Польського.

MSPO посідає третє місце серед усіх європейських виставок після Паризької та Лондонської та є основним міжнародним заходом у Східній Європі для представлення військової техніки та технологій. В рамках виставки також проводяться ділові зустрічі виробників оборонної техніки.

Турецьку делегацію, яка цього року була одним з основних інвесторів виставки, очолив міністр національної оборони Хулусі Акар. Серед учасників з Туреччини 30 компаній. Серед них компанія Baykar з висотними безпілотними літальними апаратами Bayraktar далекої дії.



На стенді IE3: співробітники IE3 з послом України в Польщі паном Василем Зваричем

Американська компанія Lockheed Martin представила реактивні системи залпового вогню Хаймерс (M142 HIMARS), переносні протитанкові ракетні комплекси Джавелін (FGM-148 Javelin) та відомий літак F-35 LIGHTNING II.

Крім того, зі своєю продукцією прибули такі компанії, як Hensoldt Roketsan, Boeing, Rotem та інші. Warszawska Politechnika, яка проводить величезну кількість наукових досліджень для оборонної промисловості Польщі, представила результати своїх досліджень.

Польська космічна агенція POLSA виділила Державному космічному агентству України (ДКАУ) безкоштовно площі для розміщення експонатів. Так, за підтримки Польського космічного агентства в рамках MSPO-2022, організовано експозицію ДКАУ, на якій представлено зразки продукції 5 українських компаній космічної галузі, в тому числі експозицію Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона.

Відділ «Космічних технологій» ІЕЗ підготував і представив макети обладнання для зварювання у відкритому космосі та інформаційні матеріали щодо перспективних робіт ІЕЗ в цьому напрямку. Крім того, були представлені рекламні буклети ІЕЗ та журнал «The Paton Welding Journal».

З експонатами IEЗ ознайомився Посол України в Польщі пан Василь Зварич. Він ознайомився з інформацією щодо обладнання для зварювання в космосі і сказав, що дуже пишається розробками українських учених такого рівня.

Під час виставки відбулися також зустрічі з представниками багатьох інших підприємств, в тому числі з польською компанією, яка займається випуском танків. Їх цікавлять питання зварювання лопаток з титанових сплавів, що використовуються в танкових котках. Компанії, яких цікавлять сплави для оборонної промисловості, звернули увагу на зразки інтерметалідного сплаву системи титан-алюміній.

Державне космічне агентство України представило співробітників ІЕЗ Голові космічної агенції Польщі як команду, повністю готову для участі в виконанні робіт по програмі Artemis при будівництві довготривалих баз на поверхні Місяця.

Передбачається, що виставка сприятиме закладенню основ подальшого розвитку співробітництва у сфері оборонної промисловості між Польщею та іншими країнами.

Ми також сподіваємося, що на розробки Інституту ім. Є.О. Патона звернуть увагу підприємства, які працюють в галузі зварювання, металургії та споріднених технологій.

Д.т.н. Наталія Піскун

ПЕРША В СВІТІ МОНОГРАФІЯ З АВТОМАТИЧНОГО ЗВАРЮВАННЯ БРОНЕКОНСТРУКЦІЙ



Під час Другої світової війни співробітниками Інституту електрозварювання АН УРСР під редакцією академіка Є.О. Патона була підготовлена та видана у 1943 р. книга «Керівництво з автоматичного зварюванню бронеконструкцій». Інститут електрозварювання АН УРСР – завод ім. Комінтерна. 1943., 139 с., 16 листів креслень (рос. мова).

Швидкісне автоматичне зварювання бронеконструкцій – це був на той час новий процес, який мав наступні переваги порівняно з ручним електродуговим зварюванням: підвищення якості зварних з'єднань; підвищення продуктивності праці; можливість заміни кваліфікованих зварників звичайними робітниками з суттєвим зменшенням їх кількості. При швидкісному автоматичному зварюванні основні операції виконує зварювальний апарат, який виконує подачу електродного дроту, а також виконує просування зони зварювання вздовж шва. Зварювання проводиться під шаром гранульованого флюсу. Книга має дев'ять розділів.

Розділ І. Основи застосування швидкісного автоматичного зварювання бронеконструкцій (укладач В.І. Дятлов).

Розділ II. Техніка автоматичного зварювання бронеконструкцій (укладачі А.М. Макара, О.І. Корінний, С.А. Островська).

Розділ III. Зварний флюс (укладачі В.Г. Приходченко, А.М. Лапін).

Розділ IV. Електродний та присадний дрот (укладач В.Г. Приходченко).

Розділ V. Контроль якості та приймання автозварних швів (укладач О.І. Корінний).

Розділ VI. Автозварювальні установки (укладач П.І. Севбо).

Розділ VII. Зварювальна апаратура (укладачі П.І. Севбо, М.М. Сидоренко, Б.Є. Патон).

Розділ VIII. Конструкція зварних з'єднань при автоматичному зварюванні (укладач Г.В. Раєвський).

Розділ IX. Додатки.

З книгою можна ознайомитися або замовити її скан-копію в бібліотеці IE3 ім. Є.О. Патона (тел.: 044 205-26-25).

ΠΕΡ	ЕДГ	ІЛАТА	2023
-----	-----	-------	------

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

*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю.

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

Передплату на журнали можна оформити по каталогам передплатних агенцій «УКРПОШТА», «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 Ha сайті видавництва у 2022 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2020 рр.



ВИДАВНИЦТВО Міжнародна Асоціація «Зварювання» 03150, Київ, вул. Казимира Малевича, 11 Тел./факс: 38044 205-23-90 E-mail: journal@paton.kiev.ua https://patonpublishinghouse.com

Календар вересня*





2 вересня 1973

01 вересня 1951

Представлений KUKA FAMULUS – перший промисловий робот компанії із шістьма електромеханічними осями. З цього робота починається історія піонера промислової робототехніки. На сьогоднішній день компанією KUKA Robotics вироблено майже 100000 промислових роботів, які використовуються на виробничих лініях таких різнопрофільних компаній як General Motors, Harley-Davidson, Boeing, Swarovski, Coca-Cola та багатьох інших.

Народився В.М. Нестеренков – член-кореспондент НАН України, представник Патонівської школи, завідувач відділу досліджень фізичних процесів, технології і устаткування для електронно-променевого та лазерного зварювання IE3. Основні напрямки наукових досліджень – розвиток теоретичних уяв-лень про формування швів при електронно-променевому зварюванні (ЕПЗ) металів великої товщини, визначення критеріїв стійкості зварювальної ванни і розробка основ промислової технології ЕПЗ великогабаритних виробів відповідального призначення. На цій основі створено технологічні процеси ЕПЗ низьколегованих сталей товщиною до 150 мм і алюмінієвих сплавів товщиною до 300 мм, що

знайшли промислове застосування в багатьох країнах.



Помер І.М. Савич (1927-2001) – представник Патонівської школи. Під його керівництвом були розроблені наукові основи процесу зварювання та різання під водою. Ним було досліджено особливості горіння дуги в умовах високого гідростатичного тиску та умови забезпечення її стійкості на різних глибинах, поведінку розплавленого металу та механізм формування швів, особливості взаємодії металу з газами. За його участю створено гаму оригінальних матеріалів та унікального обладнання.



4 вересня 1901

Народився Вільям Лайонс (1901-1985) – засновник автомобільної компанії Jaguar Cars. Перша модель Jaguar була запропонована у 1935 р. Вільям Лайонс відповідав за стиль кожної нової представленої моделі. Це було надзвичайно, оскільки він не був кваліфікованим інженером і розробляв моделі переважно із застосуванням повномасштабних 3-D макетів, які постійно коригували майстри, що працювали за його вказівками. В наш час при виробництві автомобілів Jaguar використовується інтелектуальний адаптивний процес роботизованного зварювання металу в інертному газі (MIG), який включає лазерне вимірювання зазору між алюмінієвими центральними стійками та алюмінієвою конструкцією даху.



5 вересня 1925

Американський інженер Ірвінг Ленгмюр подав патент на спосіб та пристрій для атомно-водневого зварювання. Водневе зварювання — дугове зварювання, під час якого дуга горить в атмосфері водню між двома вольфрамовими електродами, що не плавляться. Особливістю цього виду зварювання є його майже повна нешкідливість та екологічність, оскільки продуктом горіння є пара. Водневе зварювання може застосовуватися під час робіт у важкодоступних місцях, де забороняється розміщення балонів з пропаном або ацетиленом. Окремі види водневого зварювального обладнання дозволяють здійснювати зварювання навіть за негативних температур.

6 вересня 1938

Народився В.М.Кисліцин (1938-2017) – представник Патонівської школи. За його участю вперше в Радянському Союзі розроблено кілька типів електролізноводних генераторів, які знайшли широке застосування в газополум'яній обробці сталей, міді та її сплавів, дорогоцінних металів, скла та інших матеріалів завтовшки від десятків мікрометрів до кількох міліметрів.

Цей підхід значно зменшив потребу в елементах кріплення, знизив вагу конструкції, спростив монтаж

7 вересня 1997 Відбувся перший політ F-22 «Raptor» – американського багатоцільового винищувача п'ятого покоління, розробленого компаніями «Lockheed Martin», «Boeing» та «General Dynamics». Новий винищувач виготовлявся з використанням новітніх розробок, включаючи передову авіоніку, нові двигуни з цифровим керуванням, а також малопомітність для радарів. Електронно-променевий процес зварювання дозволив у конструкції планера отримувати багатофункціональний комплекс у нероз'ємному вигляді.

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



і знизив вартість.





8 вересня 2006

Спущено на воду «Емма Мерск» (Emma Maersk) – судно-контейнеровоз, один із найбільших контейнеровозів у світі. За його будівництва була розроблена оригінальна схема складання корпусу. Корабель збирався лінійно за допомогою 24 готових секцій (мегаблоків), які потім зварили в єдине ціле. Також, щоб швидко розрізати стільки металу, використовували плазмове різання.



9 вересня 2013

Закінчено спорудження зовнішнього обода найбільшого колеса огляду у світі – Las Vegas High Roller, висотою 168 м. Зовнішній обід колеса був зварений з двох трубчастих сталевих балок дюймової товщини, потім вони були з'єднані в групи по чотири балки з утворенням секції обода. Кожен з цих елементів потім з'єднувався і зрештою було отримано зовнішній обід колеса. Опорні конструкції були спроектовані та побудовані таким же чином, щоб нести величезне навантаження колеса.



10 вересня 1957

Запатентований плазмовий різак. Плазмове різання було винайдено в 1954 р. у лабораторії відділення «Лінді» компанії «Юніон Карбайд». Молодий вчений Роберт Гейдж виявив, що дуга TIG зваровання, пропущена через сопло з отвором малого діаметра, істотно збільшує свою інтенсивність і температуру. Пропускаючи через цю сфокусовану дугу досить великий потік газу, він виявив, що така дуга може бути використана для різання металу. Температура дуги, що досягає понад 24000 К, розплавляє метал, а інтенсивний потік повітря видуває розплавлений метал із різу. Оскільки газ у дузі перебував у перегрітому стані, званому плазмою, цей процес отримав назву плазмового різання.



11 вересня 2001

Терористи, захопивши літаки рейсу 11 American Airlines і рейсу 175 авіакомпанії United Airlines, спрямували обидва лайнери у північну та південну вежі Всесвітнього торгового центру в Нью-Йорку. Від пожежі розплавилися опорні сталеві конструкції, що викликало повне руйнування споруд. Встановлено, що через замах загинуло 2974 людей. Кожна вежа з Веж-близнюків була висотою у 110 поверхів. На каркаси будівель було витрачено 200 тис. т сталевого прокату та понад 4 тис. т зварювальних матеріалів. Структура будівель була проста і розумна, бо виконана у вигляді каркасів зі сталі. Така конструкція сейсмостійка і здатна протистояти тиску вітру, але не витримала надвисоку температуру пожежі.



12 вересня 1904

Заснована компанія ESAB — шведська промислова компанія, один із провідних виробників зварювального обладнання, світовий лідер у галузі виробництва обладнання та витратних матеріалів для зварювання та різання. Компанія виробляє обладнання для ручного зварювання та різання, зварювальні матеріали, автоматичні системи зварювання.



13 вересня 1972

Заявлено патент на вдосконалення електронно-променевого зварювання на ім'я професора Жака Андре Стора. Ще в листопаді 1957 р. комісія з атомної енергії Франції зробила перше публічне розкриття інформації про процес, розроблений Ж.А. Стором, а саме про спосіб зварювання електронним променем, який використовується у ролі джерела енергії в умовах вакууму. Незважаючи на складність створення з'єднання таким способом, ЕПЗ стало часто застосовуватися у виробництві різних видів наземного, повітряного та судноплавного транспорту, відповідальних деталей та механізмів.



14 вересня 1910

Народився Н.О. Лангер (1910-1995) – представник Патонівської школи, доктор технічних наук, завідував відділом фізико-хімічних досліджень матеріалів IE3. Зробив значний внесок у розвиток методів захисту від корозії зварних з'єднань. Ним запропоновано оригінальні електрохімічні методи дослідження корозійної стійкості зварних з'єднань, що дозволяють прогнозувати стійкість з'єднань при роботі в середовищах з високою корозійною активністю. Дослідив умови виникнення особливо загрозливої корозії зварних з'єднань, так званої ножової корозії, а також визначив шляхи її ліквідації. Результати низки робіт впроваджено в промисловість, що дозволило підвищити корозійну стійкість зварних з'єднань в агресивному середовищі.



В NASA закінчено спорудження велетенського зварювального апарату (Vehicle Assembly Building). Ця споруда призначена для остаточного складання космічних кораблів та ракет-носіїв перед стартом. Вертикальна складальна платформа є єдиним 170-метровим зварювальним агрегатом, призначеним для зварювання паливних баків ракети-носія. Завдяки цій розробці можна успішно здійснювати зварювання частин перспективних надважких ракет, які збираються використовувати для різних цілей, серед яких і польоти на Марс.

ІНФОРМАЦІЯ



19 вересня 1942

16 вересня 1937

Народився П.О. Косенко, відомий спеціаліст з організації виробництва зварювальних матеріалів, представник Патонівської школи, багаторічний директор ДП «Дослідний завод зварювальних матеріалів Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України». Під його керівництвом та за його активної участі завод впровадив у виробництво понад 32 марок зварювальних електродів, 40 марок порошкового дроту для зварювання та наплавлення, 25 марок плавлених і керамічних флюсів. Це зробило свого часу великий внесок у спорудження магістральних газопроводів та інших відповідальних конструкцій.



20 вересня 1934

Народився А.Я. Недосєка – доктор технічних наук, представник Патонівської школи. Основні напрямки наукової діяльності – технічна діагностика і прогнозування залишкового ресурсу зварних з'єднань, матеріалів, покриттів та конструкцій у процесі їх експлуатації на основі акустичної емісії. На базі розроблених підходів А.Я. Недосска та його співробітники виконали технічне діагностування великої кількості конструкцій, споруд, обладнання та створили системи безперервного моніторингу окремих ділянок аміакопроводу та аміакосховищ, що експлуатуються в Україні. А.Я. Недосєка заступник головного редактора журналу «Технічна діагностика та неруйнівний контроль».

21 вересня 1919

Народився Д.М. Кушнерів – кандидат технічних наук, представник Патонівської школи. Основні напрямки наукових досліджень - металургія дугових процесів зварювання, зварювальні матеріали, агломеровані флюси, технологічні процеси їх виготовлення та застосування. З його ім'ям пов'язано створення і розвиток керамічних флюсів, які сьогодні зайняли провідне місце при застосуванні автоматичного дугового зварювання під флюсом. Науковий доробок Д.М. Кушнеріва добре відомий фахівцям-зварникам багатьох країн світу. За 30 років наукової праці він опублікував понад ста робіт, брав активну участь в організації технології промислового виготовлення керамічних флюсів.

валися металевим каркасом.

зварювання та структурні перетворення металу.

ім. Є.О. Патона через р. Дніпро у Києві.

22 вересня 1791 Народився Майкл Фарадей (1791-1867) – англійський фізик-експериментатор та хімік. Відкрив електромагнітну індукцію, що лежить в основі сучасного промислового виробництва електрики та багатьох його застосувань. Створив першу модель електродвигуна. Серед інших його відкриттів — перший трансформатор, хімічна дія струму, закони електролізу. Першим передбачив електромагнітні хвилі. Фарадей ввів у науковий ужиток терміни іон, катод, анод, електроліт, діелектрик, діамагнетизм, парамагнетизм та інші.

23 вересня 1969

На дні Дніпра у районі Дніпропетровська на глибині 10 м уперше у світовій практиці спеціалістами ІЕЗ ім. Є.О. Патона здійснено напівавтоматичне зварювання міцно-щільним швом сталевого трубопроводу високого тиску.







24 вересня 1975

На легендарному літаку «Ан-2» перевезено 250-мільйонний пасажир. «Ан-2» відноситься до літаків з коротким зльотом та посадкою. Конструкція фюзеляжу виконувалась із сталевих труб, з'єднаних між собою зварюванням, а обшивку зробили полотняною. Ан-2 вироблявся в СРСР, Польщі і продовжує випускатися в КНР. Усього було збудовано понад 18000 машин, в т.ч. 3349 на авіаційному заводі № 473 у Києві. Занесений до Книги рекордів Гіннеса як єдиний у світі літак, що випускається вже понад 70 років. Наймасовіший у світі одномоторний біплан за всю історію авіації.



25 вересня 1990

До вересня 1990 р. під керівництвом К.А. Ющенка (академіка, представника Патонівської школи) в ІЕЗ ім. Є.О. Патона розроблено наукові основи кріогенного матеріалознавства, створено відповідні матеріали та процеси зварювання, що отримали застосування при виготовленні спеціальної техніки.



26 вересня 1938

Підписано Акт про приймання крейсера «Кіров» – радянського легкого артилерійського крейсера проекту 26. При будівництві корабля в обмеженому обсязі застосовувалося електрозварювання, яке тільки-но почали впроваджувати в суднобудуванні. З ініціативи В.П. Вологдіна при будівництві кораблів подібних типів зварювали до 20 % всього металу, який витрачався на спорудження корпусу судна.



27 вересня 1941

Зі стапеля американської верфі Бетлехем-Ферфієлд у Балтіморі був спущений на воду пароплав «Патрік Генрі», який очолив величезну серію судів типу «Ліберті». При виробництві цих судів вперше у світовій практиці суднобудування США перейшли до повністю цільнозварних корпусів, відмовившись від поширених заклепок.



28 вересня 1931

Розпочато розробку танка «Т-28» – тривежового середнього радянського танка. Корпус танка коробчастої форми, повністю зварний або клепано-зварний. Клепано-зварні корпуси мали танки випуску 1936-1938 і 1939-1940 рр. В інші роки випускалися танки з повністю зварними корпусами. Корпус збирався з катаних бронелистів завтовшки від 13 до 30 мм, зварених між собою встик.



29 вересня 1940

Народився Л.М. Лобанов – відомий вчений, академік, представник Патонівської школи. Широке визнання здобули його праці, присвячені методам оптичного моделювання, голографії, електронної спекл-інтерферометрії та ширографії для оцінки напруженого стану та контролю якості зварних з'єднань у конструкціях. Л.М. Лобанов головний редактор журналу «Технічна діагностика та неруйнівний контроль».



30 вересня 1964

Відбувся перший політ прототипу американського літака Northrop XP-56 Black Bullet. Це унікальний прототип винищувача-перехоплювача, один із найрадикальніших експериментальних літаків, збудованих під час Другої світової війни. Максимальна швидкість 749 км/год на висоті 7600 м. Унікальність літака полягала в тому, що він мав цільнозварну магнієву конструкцію. Для цього було розроблено технологію під назвою Heliarc: електродугове зварювання деталей з магнію в гелієвому середовищі.