

З А В Т О М А Т И Ч Н Е 11 З В А Р Ю В А Н Н Я 2023

Автоматическая сварка

Automatic Welding

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Published 12 times per year since 1948

ЗМІСТ

Академік Борис Євгенович Патон
До 105-річчя від дня народження3

Пленарні доповіді науково-технічної конференції
**Сучасні напрями розвитку
адитивних технологій**
27 листопада 2023 р., Київ, ІЕЗ ім. Є.О. Патона

*Коржик В.М., Гринюк А.А., Хаскін В.Ю., Войтенко О.М.,
Бурлаченко О.М., Хуан О.О.* Плазмово-дугові технології
адитивного наплавлення (3D друку) просторових метале-
вих виробів: досвід застосування і нові можливості5

Квасницький В.В., Лагодзінський І.М. Вплив методів
GMAW і PAW адитивного дугового наплавлення та складу
захисного газу на геометричні характеристики поверхонь і
структуру металу виробів23

*Шаповалов В.О., Никитенко Ю.О., Якуша В.В., Гніздило О.М.,
Карускевич О.В.* 3D технологія вирощування монокри-
сталів вольфраму32

*Коржик В.М., Строгонов Д.В., Бурлаченко О.М.,
Войтенко О.М., Куницький Д.В.* Розвиток плазмово-дуго-
вих технологій отримання сферичних гранул для адитив-
ного виробництва і гранульної металургії37

Бабінець А.А. Технологічні методи керування формуван-
ням металу, наплавленого порошковими дротами53

*Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В.,
Бадюк С.І.* Вплив обдуву та завантаженості робочого
простору на механічні властивості зразків, виготовлених за
SLM-технологією59

*Шваб С.Л., Селін Р.В., Ахонін С.В., Ворон М.М.,
Ковальчук Д.В.* Металево-порошковий дріт на основі
титану як матеріал для адитивного виробництва деталей. 64

*Махненко О.В., Саприкіна Г.Ю., Савицька О.М.,
Ананченко М.С.* Відновлювальний ремонт робочих лопаток
парової турбіни за допомогою адитивної технології71

*Масючок О.П., Юрженко М.В., Колісник Р.В., Шадрін А.О.,
Кондратенко В.Ю., Кораб М.Г.* Дослідження впливу пара-
метрів FDM 3D друку на процеси формування, структуру
та властивості виробів з полілактиду76

ІНФОРМАЦІЯ

Quintana M.J., Ji Y., Collins P.C. Перспективи поєднання
матеріалознавства та неруйнівного контролю в адитивно-
му виробництві84

CONTENT

Academician Boris Paton
To the 105th anniversary of the birthday.....3

Plenary reports of the scientific and technical conference
**Current directions of the development
of additive technologies**
November 27, 2023, Kyiv, PWI

*Korzhyk V.M., Grynyuk A.A., Khaskin V.Yu., Voytenko O.M.,
Burlachenko O.M., Khuan O.O.* Plasma-arc technologies
of additive surfacing (3D printing) of spatial metal products:
application experience and new opportunities.....5

Kvasnytskyi V.V., Lagodzinskiy I.M. Influence of GMAW and
PAW methods of additive arc surfacing and shielding gas
composition on surface geometry and metal structure.....23

*Shapovalov V.O., Nikytenko Yu.O., Yakusha V.V., Gnizdylo O.M.,
Karuskevych O.V.* 3D technology of growing tungsten single-
crystal32

*Korzhyk V.M., Strohonov D.V., Burlachenko O.M.,
Voytenko O.M., Kunitskiy D.V.* Development of plasma-arc
technologies of spherical granules production for additive
manufacturing and powder metallurgy37

Babinets A.A. Technological methods of controlling the
formation of metal deposited by flux-cored wires53

*Adzhamskiy S.V., Kononenko G.A., Podolskiy R.V.,
Badyuk S.I.* Influence of blowing and loading of working space
on mechanical properties of samples manufactured using
SLM technology.....59

*Schwab S.L., Selin R.V., Akhonin S.V., Voron M.M.,
Kovalchuk D.V.* Titanium-based metal powder wires as
materials for additive manufacturing.....64

*Makhnenko O.V., Saprykina G.Yu., Savytska O.M.,
Ananchenko M.S.* Reconditioning repair of steam turbine
blades using additive technology71

*Masyuchok O.P., Yurzhenko M.V., Kolisnyk R.V.,
Shadrin A.O., Kondratenko V.Yu., Korab M.G.* Study of
the influence of FDM 3D printing parameters on formation
processes, structure and properties of polylactide products76

INFORMATION

Quintana M.J., Ji Y., Collins P.C. A perspective of the
needs and opportunities for coupling materials science
and nondestructive evaluation for metals-based additive
manufacturing.....84



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



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

Автоматичне зварювання Автоматическая сварка Automatic Welding

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

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

Засновники

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

Адреса

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

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

Рекомендовано до друку
редакційною колегією журналу

Свідоцтво про державну
реєстрацію КВ 4788 від 09.01.2001

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

Передплата 2024

Передплатний індекс 70031.
6 випусків на рік (видається раз на два місяці).
Друкована версія: 1800 грн. за річний комплект
з урахуванням доставки рекомендованою банделлою.
Електронна версія: 1800 грн. за річний комплект
(випуски журналу надсилаються електронною поштою
у форматі .pdf або для IP-адреси комп'ютера
передплатника надається доступ до архіву журналу).
Передплата можлива на попередні випуски за любий рік.
Статті з журналу «Автоматичне зварювання» вибірково
перевідаються англійською мовою в журналі
«The Paton Welding Journal»:
www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj

За зміст рекламних матеріалів
видавець відповідальності не несе.

EDITORIAL BOARD

Scientists of E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU:
I.V. Krivtsun (Editor-in-Chief),
V.M. Lipodaev (Staff Deputy Editor-in-Chief)
O.M. Berdnikova, V.V. Knysh,
V.M. Korzhyk, Yu.M. Lankin,
L.M. Lobanov, S.Yu. Maksimov,
O.V. Makhnenko, M.O. Pashchin,
V.D. Poznyakov, I.O. Ryabtsev;
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;
Executive Director – O.T. Zelnichenko,
International Association «Welding», Kyiv, Ukraine

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 2024

Subscription index 70031.
6 issues per year, back issues available.
\$192, subscriptions for the printed (hard copy) version,
air postage and packaging included.
\$156, subscriptions for the electronic version
(sending issues of Journal in pdf format
or providing access to IP addresses).
Subscription is possible for previous issues for any year.

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

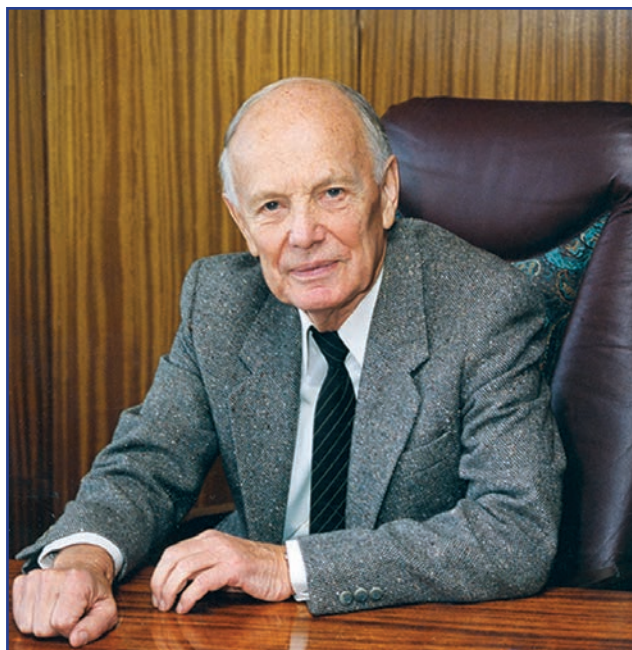
Publisher is not responsible
for the content of the promotional material.

Підписано до друку 07.11.2023.
Формат 60×84/8. Офсетний друк. Ум. друк. арк. 10,70
Друк ТОВ «ДІА».
03022, м. Київ-22, вул. Васильківська, 45.

АКАДЕМІК БОРИС ЄВГЕНОВИЧ ПАТОН

До 105-річчя від дня народження

Про наукову, організаційну та громадську діяльність видатного вченого в галузі зварювання, металургії, технології металів, матеріалознавства та громадського діяча, талановитого організатора науки, Президента Національної академії наук України, директора Інституту електрозварювання імені Є.О. Патона Бориса Євгеновича Патона написано багато. Сам він не написав мемуарів. Але ніколи не відмовляв журналістам, чесно відповідаючи на будь-які питання, розповідаючи про себе, погляди на світ, науку та людей, наставляючи молодь. Нижче представляємо висловлювання про його життя та діяльність, які запозичені з відомих публікацій, а також з його власних інтерв'ю.



Величезна особиста відповідальність Б.Є. Патона — організатора міжнародної наукової кооперації — підтверджується переліком керівних і почесних посад у різноманітних міжнародних наукових об'єднаннях, посад, які він не тільки обіймає, а й активно використовує для вироблення стратегії розвитку науки. Б.Є. Патон — президент Міжнародної асоціації академії наук, почесний президент Міжнародної інженерної академії, член Академії Європи, почесний член Римського клубу, Міжнародної академії технологічних наук, почесний член Центральноєвропейської академії природних наук і мистецтв, Міжнародної академії астронавтики, іноземний член академії та науково-технічних товариств багатьох країн. Він очолює Міждержавну наукову раду зі зварювання та споріднених технологій, входить до складу Міжнародного комітету з науково-технічного розвитку країн СНД, правління Міжнародної паливно-енергетичної асоціації, опікунської ради Міжнародного фонду ядерної безпеки (акад. НАН України А.Г. Загородній).

Одним з основних принципів, закладених Євгеном Оскаровичем Патonom при створенні Інституту й розвинених Борисом Євгеновичем, є проведення цілеспрямованих фундаментальних досліджень і тісний зв'язок

науки з виробництвом. Реалізація цієї системи дозволила створити унікальні конструкції, обладнання, матеріали, технології, використання яких сильно вплинуло на розвиток багатьох галузей промисловості — машинобудування, суднобудування, ракетно-космічний комплекс, авіабудування, енергетику, гірничопромисловий комплекс, металургію й хімічне виробництво, створення трубопровідного транспорту, будівельну індустрію. Борис Євгенович відрізняється винятковим умінням працювати з колективом: жодна корисна пропозиція, висловлена будь-яким співробітником, не залишиться без його уваги. Він завжди готовий підтримати цікаву ідею, належно оцінити виконану роботу. Його ентузіазм, рідкісна працездатність і увага до кожного працівника створюють в колективі здорову творчу атмосферу. Він любить працювати з молоддю, часто безпосередньо спілкується з тими, у кому бачить майбутнє Інституту. В ІЕЗ виросли сотні талановитих учених і інженерів (акад. НАН України А.Г. Наумовець).

Його метод навчання колег і співробітників зводиться до простого та ефективного методу: «Роби, як я». Слідувати повністю цьому закличу навіть приблизно я не міг зі зрозумілих для всіх причин, але намагався в міру своїх сил. Борис Євгенович, безсумнівно, є геніальною людиною у всіх областях: в науці, в організації масштабних державних науково-технічних робіт і навіть в управлінні своїм організмом і своєю нервовою системою. Відзначаю його високі морально-етичні правила, які він висуває у першу чергу до себе і яким незмінно слідує (акад. НАН України В.Г. Бар'яхтар).

Борис Євгенович Патон — лідер, боєць, творча особистість, глибоко порядна і добра людина, з фантастичною енергією та працездатністю, величезним досвідом, глибокими знаннями в багатьох сферах, здатністю постійно вчитися. У нього широка натура, гострий аналітичний розум, він демократичний, доброзичливий, відкритий для спілкування, доступний, завжди готовий підтримати людину в біді, допомогти їй (акад. НАН України І.К. Походня).

Борис Євгенович Патон — яскрава особистість. Так, президент Національної академії. Так, найбільший вчений у галузі техніки, директор всесвітньо відомого Інституту електрозварювання. Так, громадський діяч, багаторічний член парламентів колишнього Союзу та України. І ще численних «рад», комітетів, комісій...

На всіх цих посадах та званнях — не просто «знаходитися» — працює. Безумовно — видатна людина. Про нього багато написано. Проте лишається питання — у чому джерело цієї феноменальної працездатності? Думаю, не тільки в генах, уроджених здібностях, інтелекті. Джерело — у характері, що він жорстко тренує все життя. А ще, можливо, якість душі. У її величі, якщо хочете. Його багатогранність та працездатність вражають. Тільки завдяки глибокому почуттю особистої відповідальності перед державою, народом, власною совістю він успішно працює та справляється з таким навантаженням. Допомогала йому у цьому хороша фізична форма, регулярне заняття тенісом, водними лижами, плаванням (акад. НАН України М.М. Амосов).

Принципи проведення цілеспрямованих фундаментальних досліджень й тісний зв'язок науки з виробництвом втілювалося Б.Є. Патонем все його творче життя. Наукові відділи інституту, дослідне конструкторсько-технологічне бюро, інженерні центри, експериментальне виробництво, дослідні заводи створювалися протягом всієї історії Інституту — це невід'ємні ланки системи організації досліджень і втілення їхніх результатів у виробництво.

На відповідальному посту Президента Національної академії наук України розкрився талант Бориса Євгеновича Патона як видатного організатора. За його участю була розроблена нова структура Академії наук, її новий статут, що спрямований на найраціональніше використання наукових сил і засобів, їхню концентрацію при вирішенні найважливіших фундаментальних та прикладних наукових проблем, які мають важливе значення для економіки країни, створено десятки нових інститутів і установ, що розвинули і поглибили дослідження у найважливіших наукових напрямках (акад. НАН України І.В. Кривцун).

Борис Євгенович був серцем і мозком Національної академії наук України. Він сприяв становленню та успішному розвитку багатьох наукових напрямів і відповідних наукових установ. Він впровадив новий підхід у діяльності Академії, що включає проведення цілеспрямованих наукових досліджень з обов'язковим практичним використанням їх результатів у промисловості та економіці нашої держави. Завдяки незаперечному авторитету, багатому досвіду, мудрості Бориса Євгеновича Академія змогла не тільки вистояти у складних економічних умовах останніх десятиліть, але й ефективно працювати.

Борис Євгенович був видатним державним і громадським діячем. Впевнений, що саме таким людям повинна належати влада у державі. Наша країна не

азнала б таких негараздів, що спостерігаються у теперішній час, якби у керма її управління стояла така людина, як Б.Є. Патон. Вражаюча ясність життєвого шляху Бориса Євгеновича, його надзвичайно плідна наукова, науково-організаційна та державна діяльність надихатимуть наступні покоління українських учених. Ім'я Бориса Євгеновича Патона назавжди залишиться серед імен видатних діячів світової науки (акад. НАН України Л.М. Лобанов).

Питання з інтерв'ю Дмитру Киянському «Патон, якого ми не знаємо», газета «Дзеркало тижня» 13 березня 1999 р.

Педантичність, порядність, неприйняття усіялених інтриг, підклимної боротьби та недозволених прийомів — непорушні традиції вашої родини, що передаються від батьків дітям. Але подібні якості, властиві кращим представникам інтелігенції, були не дуже у честі за радянських часів, особливо у вищих ешелонах влади. Як у подібних умовах вам вдавалося залишатися в ладі зі своєю совістю та моральними принципами?

— У деяких ситуаціях я й справді відчував, якщо так можна сказати, моральний дискомфорт. Іноді на мене дивилися, як на чужинця з іншої планети. Але я сповідую одне непорушне правило — ніколи не поступатися принципами через те, що так поведуться інші. Це, зрештою, справа їхньої порядності. Приказка: «З вовками жити — по вовчі вити» — мені не підходить. Я завжди, в будь-яких умовах, намагаюся чинити так, як велить моє сумління.

Якщо вас ображають, роблять по відношенню до вас низький вчинок, чи вважаєте ви можливим дати здачу?

— Іншими словами, чи підставляю я ліву щоку після того, як мене б'ють правою? Ні не підставляю! І здачі дати можу. Але у деяких випадках відбувається парадоксальне явище. Чим більше ви робите людині добра, тим раніше вона вас зрадить або зробити якусь капость. Можливо, тут спрацьовує психологічний механізм. Вашому опоненту неприємно згадувати, що своїми досягненнями, знаннями, науковими ступенями та іншим він завдячує не собі, а комусь іншому. Перенести це не може. Така реакція нерідко спостерігається з боку людей, які мають якісь фізичні чи моральні вади, часто приховані. Я в подібних випадках роблю так. Якщо ця людина нормально працює і потрібна для справи, говорю про себе: чорт з нею! Іншими словами, про його моральні якості знаю, але мирюся. І у відповідь на його низький вчинок не розраховуюся з ним тією ж монетою.

Природа наділила Бориса Євгеновича Патона фантастичною енергією та працездатністю, прагою постійно вчитися, невгамовною допитливістю. А величезний досвід, глибокі знання в багатьох галузях науки і техніки він все життя здобував сам. Спираючись на те, що вже досягли вчені, винахідники, новатори, він зробив величезний внесок у науково-технічний прогрес. Багато чого з того, що за 101 рік життя Бориса Євгеновича досягло людство, в тому числі і за його участю, не могли вигадати навіть фантасти.

Редакція журналу «Автоматичне зварювання»

ПЛАЗМОВО-ДУГОВІ ТЕХНОЛОГІЇ АДИТИВНОГО НАПЛАВЛЕННЯ (3D ДРУКУ) ПРОСТОРОВИХ МЕТАЛЕВИХ ВИРОБІВ: ДОСВІД ЗАСТОСУВАННЯ І НОВІ МОЖЛИВОСТІ

В.М. Коржик¹, А.А. Гринюк¹, В.Ю. Хаскін¹, О.М. Войтенко¹, О.М. Бурлаченко¹, О.О. Хуан^{2,3}

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

²ІМЗ ім. Є.О. Патона, НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, просп. Берестейський, 37. E-mail: olha_khuan@ukr.net

³Науково-дослідний інститут зварювальних технологій імені Патона в провінції Чжецзян. КНР, провінція Чжецзян, м. Ханчжоу, район Сяошань, вул. Шісінь Бейлу 857, оф. 426. E-mail: oliamir@163.com

Зростання актуальності 3D друку готових металевих виробів в останні роки обумовлене скороченням витрат на виготовлення, механічну обробку, зміну типорозмірів і номенклатури деталей, можливістю отримання суцільних деталей зі складною внутрішньої геометрією. Одним з найперспективніших процесів 3D друку, який забезпечує широкий діапазон продуктивності (0,02...25 кг/год. і більше) при можливості наплавлення стінки завтовшки 2...20 мм є адитивне плазмово-дугове наплавлення (АПДН) дротами та порошковими матеріалами. У роботі розглянуто сучасний стан досліджень адитивного виробництва металевих деталей зі сталей і сплавів, визначено стан і перспективи розвитку АПДН. Показано, що АПДН дозволяє виконувати 3D друк із використанням широкої номенклатури присаджувальних матеріалів, зокрема компактних і композиційних (порошкових) дротів, порошків легких сплавів і тугоплавких металів, композиційних порошків і механічних сумішей порошків сплавів, металокераміки, карбідів, боридів тощо. До нових можливостей застосування АПДН відносяться розробка технологій вирощування виробів із матеріалів з градієнтними функціональними властивостями, із різнорідних матеріалів, із супутнім модифікуванням наплавленого металу додатковою обробкою, покращенням властивостей наплавленого металу за рахунок застосування гібридних процесів. Висвітлено стан інноваційних розробок технологій та обладнання АПДН, виконаних в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, та їх промислового впровадження. Бібліогр. 32, табл. 5, рис. 22.

Ключові слова: адитивне виробництво, 3D друк, плазмово-дугове наплавлення, сталі, нікелеві, алюмінієві, титанові сплави, структура, механічні властивості, градієнтні функціональні властивості, обладнання

Вступ, мета і задачі роботи. В останні роки у підході до використання процесів 3D друку відбувся якісний стрибок, пов'язаний з переходом від створення моделей-прототипів, за якими виготовляли металеві вироби, до безпосереднього друку таких виробів з різних металів і сплавів [1]. Сучасне адитивне виробництво (AM – Additive Manufacturing) – це інноваційний виробничий процес, який пропонує виготовлення виробів з розвиненою геометрією поверхні необхідного розміру із поверхнею, яка потребує мінімальної механічної обробки, безпосередньо з САД-моделей, що призводить до скорочення часу виготовлення, зменшення об'єму відходів і фінальної вартості. Наприклад, вартість адитивного наплавлення титанових деталей авіаційної техніки є вдвічі нижчою за вартість їх виготовлення з кованих заготовок [2]. Ще одним важливим напрямком застосування адитивного виробництва є військова справа. Таким чином, завдяки надзвичайній гнучкості та можливості адаптування до розв'язання широкої номенклатури промислових задач адитивне вирощування деталей стає все актуальнішим у сучасному світі.

У сучасному адитивному виробництві для отримання готового металевого виробу переважно використовують два основні підходи [1, 2]: пошарове селективне плавлення порошку та пряме пошарове вирощування стінки деталі із матеріалу у вигляді порошку або дроту. Для процесів селективного плавлення порошку використовують енергію лазерного (SLM) або електронного променю (EBSM). Обидва ці процеси забезпечують формування деталей згідно з заданими у моделях розмірами. Після 3D друку даними способами у більшості випадків не використовують механічну обробку поверхні деталі. Але у цих способів є низка суттєвих недоліків, а саме: розміри деталей, які можна друкувати, обмежуються розмірами установок для друку даними способами (робоче поле не більше 800×800×800 мм); складне коштовне обладнання; необхідність використання порошків правильної сферичної форми дрібних розмірів (5...15 мкм), які є коштовними та вибухо- і пожежонебезпечними; необхідність використання в рази більшої кількості порошку, ніж об'єм готової деталі; при вирощуванні деталі з

Коржик В.М. – <http://orcid.org/0000-0001-9106-8593>, Гринюк А.А. – <https://orcid.org/0000-0002-6088-7980>, Хаскін В.Ю. – <http://orcid.org/0000-0003-3072-6761>, Войтенко О.М. – <https://orcid.org/0000-0003-4946-6517>, Бурлаченко О.М. – <https://orcid.org/0000-0003-2277-4202>, Хуан О.О. – <https://orcid.org/0009-0001-2623-5321>
© В.М. Коржик, А.А. Гринюк, В.Ю. Хаскін, О.М. Войтенко, О.М. Бурлаченко, О.О. Хуан, 2023

градієнтними відмінностями механічних властивостей при поступовому використанні порошків різного хімічного складу відбувається їх змішування поза зоною сплавлення, що викликає необхідність відбракування порошку, який лишається в установці після завершення друку.

Часто у виробництві виникає потреба сформувати заготовку з певного матеріалу із механічною обробкою після вирощування. У такому випадку доцільно використовувати адитивне вирощування за допомогою плавлення електричною дугою матеріалу, що подається у зварювальну ванну, а саме [3]: аргонодугове наплавлення неплавким електродом (TIG) з присаджувальним дротом; наплавлення плавким електродом, включаючи процеси наплавлення під шаром флюсу (SAW), наплавлення плавким електродом у середовищі захисного газу (MIG/MAG процес і, як його різновид, процес «холодного переносу металу» СМТ), а також адитивне плазмово-дугове наплавлення (АПДН) порошками або присаджувальними дротами.

Найперспективнішим з точки зору продуктивності вирощування, збільшення коефіцієнту використання матеріалу, якості наплавленого металу, можливості скоротити процес механічної обробки заготовки за рахунок максимального наближення до реальних розмірів деталі є саме плазмово-дугове наплавлення [4]. Процес АПДН можна реалізовувати у діапазоні струмів 3...450 А. При цьому процес зварювання/наплавлення при струмах до 50 А отримав окрему назву – мікроплазмове зварювання/наплавлення [5].

Значний внесок в розвиток процесів 3D друку металевих матеріалів з використанням енергії стисненої дуги та порошкових матеріалів і присаджувальних дротів зробили науковці ІЕЗ ім. Є.О. Патона та ІМЗ ім. Є.О. Патона [3–5].

Серед адитивних технологій, які використовують методи наплавлення, на даний час набули найбільшого розповсюдження процеси DED-W/WAAM/3DMP (Wire Direct Energy Deposition/Wire Arc Additive Manufacturing/3D Metal Prin), або WAAM – адитивне наплавлення металевим дротом, у які входять дугові процеси із використанням неплавкого та плавкого електроду, а також процеси із коротким замиканням дугового проміжку (типу СМТ – Cold Metal Transfer) [3]. СМТ – це модифікований варіант зварювання плавким електродом у захисному газі, заснований на механізмі керованого режиму передачі металу в зварювальну ванну за рахунок використання імпульсного струму і зворотно-поступального руху дроту.

Серед дугових способів СМТ процес стосовно адитивних технологій має ряд незаперечних переваг. Одна з важливіших – система зворотної подачі дроту, синхронізована з високошвидкіс-

ним цифровим керуванням, яке визначає довжину дуги, коротку фазу замикання та теплопередачу в зону зварювання [6]. Цей процес забезпечує мінімальне розбризкування металу, відносно стабільність формування шва, знижену теплопередачу в зону обробки. Однак СМТ-процес з точки зору застосування в адитивних технологіях має свої недоліки: порівняно низьку продуктивність через використання дротів малих діаметрів, наявність значної внутрішньої дефектності (пори, включення).

Використання АПДН забезпечує ряд переваг як з технологічної, так і з економічної точки зору. До них можна віднести високу продуктивність, регулювання в широких межах теплопередачі в основний і наплавлений матеріали і, як наслідок, управління глибиною та шириною проплавлення, структурою, складом і властивостями матеріалу, що формується. АПДН постійним струмом зворотної полярності або змінним струмом забезпечує очищення поверхні попереднього шару від забруднень за рахунок ефекту катодного розпилення, достатнє змочування та розтікання рідкого металу за мінімального нагрівання поверхні. При цьому забезпечується отримання шаруватих матеріалів із сприятливою структурою без внутрішніх дефектів. Крім того, порівняна простота та невисока вартість обладнання для плазмового наплавлення повинні забезпечити інтерес виробників до використання в адитивних технологіях [3, 7].

Вище вказаним обумовлено потужний потенціал застосування та розвитку технологій АПДН. Потрібно відзначити такі переваги та ширші технологічні можливості АПДН перед методами WAAM [3, 8]:

- широке регулювання продуктивності 3D друку (0,02...25 кг/год) та ступеню деталізації об'ємних елементів (завширшки від 2,0...2,5 до 10...20 мм) шляхом реалізації процесу, як в режимі мікроплазмового наплавлення низькоамперною плазмовою дугою (при струмах 5...35 А), так і при струмах 50...450 А і вище (у залежності від потужності джерела живлення);
- широкий діапазон регулювання погонної енергії, зони нагріву та глибини проплавлення попередньо наплавлених шарів шляхом АПДН із використанням прямої або дотичної плазмової дуги;
- 3D друк на постійному струмі прямої та зворотної полярності, змінному струмі, у тому числі реалізація процесу катодного очищення та руйнування оксидних плівок при наплавлення легких металів і сплавів з тугоплавкими оксидними плівками на їх поверхні;
- 3D друк із використанням від одного до чотирьох присаджувальних дротів, у тому числі

із струмопровідним присаджувальним дротом з підігрівом;

- використання для 3D друку в якості присаджувального матеріалу компактних і композиційних (порошкових) дротів, порошоків легких сплавів і тугоплавких металів, композиційних порошоків і механічних сумішей порошоків сплавів, металокераміки, карбідів, боридів тощо;

- реалізація процесу 3D друку із використанням присадки, яка не рухається разом із плазмотроном під час наплавлення шару (металева крупка, фольга, тонкі смужки металу), яка накладається по чергову після наплавлення кожного шару (процес, подібний до методів «ламінування» або селективного плавлення);

- можливість запуску плазмової дуги без додавання дроту або порошку, що дозволяє виконувати попереднє нагрівання основи або наплавлених шарів перед адитивним наплавленням.

Порівняння основних техніко-економічних показників процесів адитивного наплавлення із використанням вільної дуги з процесами, що використовують стиснену (плазмову) дугу, також підтверджує переваги адитивних плазмово-дугових технологій (табл. 1) [3–8].

Мета роботи – аналіз сучасного стану наукових досліджень, технологічних розробок і практично-

го досвіду адитивного виробництва металевих виробів із різних типів сплавів і композиційних матеріалів; виявлення потенціалу застосування та розвитку адитивних технологій плазмово-дугового наплавлення, у яких в якості джерела нагріву використовується плазмова дуга; визначення нових можливостей і перспективних напрямів їх подальшого розвитку та застосування.

Для досягнення цієї мети в роботі вирішувались наступні задачі:

1. Аналіз стану наукових досліджень і практичного досвіду АПДН об'ємних виробів із різних типів сплавів.

2. Виявлення нових можливостей плазмово-дугових технологій в адитивному виробництві, у тому числі при застосуванні гібридних і комбінованих методів 3D друку.

3. Опис розробок нового обладнання для реалізації технологій АПДН в адитивному виробництві.

1. Застосування технологій АПДН (3D друку) просторових металевих виробів. 1.1 АПДН об'ємних виробів із сталей і сплавів на основі заліза та нікелю. При адитивному виробництві 3D об'єктів зі сталей і сплавів на основі заліза виникає низка проблем, пов'язаних з їх перегрівом у процесі наплавлення. Наприклад, при СМТ дру-

Таблиця 1. Порівняння основних техніко-економічних показників різних технологій адитивного наплавлення (3D друку) об'ємних металевих виробів

Номер	Технологія	Середнє значення ширини одиничного наплавленого шару, мм	Середні розміри нерівностей вільної поверхні отриманих виробів, мм	Відхилення геометричних розмірів виробу, мм	Продуктивність виготовлення трьохвимірного виробу, кг/год.	Питомі витрати електричної енергії, кВт/кг	Характеристики міцності (% від межі міцності вихідного присадного матеріалу)	Характеристики пластичності (% від параметру подовження вихідного присадного матеріалу)
1	WAAM (дугове адитивне наплавлення струмопровідним плавким дротом MIG/MAG)	4,0...6,5	0,5...2,0	0,5...1,5	0,3...15,0	6...18	0,80...0,90	0,85
2	WAAM (дугове адитивне аргонодугове наплавлення неплавким електродом з подаванням нейтрального присадного дроту проволоки TIG)	6,0...8,0	0,5...1,0	0,5...1,0	1,0...4,8	7...15	0,50...0,80	0,85
3	WAAM (СМТ)	2,0...4,0	0,3...0,6	0,2...0,8	0,5...7,0	5...10	0,80...0,90	0,75...0,80
4	Мікроплазмове пошарове порошкове наплавлення	1,6...3,2	0,1...0,5	0,1...0,5	0,01...0,3	4...8	0,9...0,95	0,85...0,90
5	Мікроплазмове пошарове наплавлення дротом	2,0...3,5	0,2...0,8	0,2...0,8	0,02...0,4	5...10	0,9...0,95	0,85...0,90
6	Плазмове пошарове наплавлення дротом	3,0...4,0	0,5...1,0	0,2...0,8	0,2...10,0	5...12	0,9...0,96	0,85...0,90

ку стінки зі сталі 2Cr13 спостерігалася невелика кількість пор із відсутністю тріщин у різних шарах, що вказує на високий рівень ущільнення [6]. Осаджена мікроструктура складалася з мартенситу та фериту разом із фазою $(Fe,Cr)_{23}C_6$, що виділяється на межах зерен α -Fe. Однак, через перегрів вміст мартенситу поступово зростав від 5-го до 25-го шарів, не дивлячись на частковий розпад метастабільного мартенситу на стабільний ферит внаслідок дифузії атомів вуглецю. Твердість незначно змінювалася з 5-го до 15-го шарів, а потім швидко зростала від 20-го до 25-го шарів; процес руйнування трансформувалася від пластичного (1-й–10-й шари) до змішаного (15-й–20-й шари) і, нарешті, до крихкого руйнування (25-й шар). Таким чином, для налагодження процесу 3D друку зі стабільним формуванням структури виробу необхідно змінити технологічний підхід. Одним з перспективних варіантів для цього є АПДН.

Так, процес АПДН запропоновано використувати для отримання деталей з підвищеною зносостійкістю з інтерметалічних сплавів, наприклад, алюмініду заліза. У роботі [9] показано можливість виготовлення даним способом деталей із інтерметалічної сполуки залізо–нікель–алюміній. У роботі [10] для адитивного виготовлення зносостійких функціональних шарів поверхонь зношування та корпусу інструменту зі сплавів на основі нікелю Ni 625 і на основі заліза PS Fe-hard D запропоновано використовувати плазово-дугову технологію 3DPMD. Плазово-дугове наплавлення дротами (до 120 А) та мікроплазове наплавлення порошковими матеріалами (при струмі до 50 А) для виготовлення виробів з вуглецевих і нержавіючих сталей запропоновано в [11]. Дослідження особливостей процесів виготовлення сталевих просторових примітивів типу «стінка», «стакан», «конус» і «напівсфера» показали, що відхилення від номінального розміру при їх виготовленні не перевищують $\pm 0,5$ мм, пористість лежить в межах 1...2 %, а механічна міцність становить близько 90...95 % міцності литого металу.

Структура наплавленого матеріалу є дрібнозернистою, рівномірною, перемішування шарів надзвичайно низьке.

Аналіз мікроструктур зразка адитивного мікроплазового наплавлення присаджувальним дротом Св-08Г2С (діаметром 1,2 мм), виконаного в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України (ІЕЗ), показав відсутність тріщин і пор, однорідність і рівномірність структури, подібну до структури зразків, наплавлених мікроплазовим способом з присаджувальним порошком. Стінки характеризуються щільністю, яка відповідає литій структурі, із зернами невеликих розмірів, без дендритів. Пористість, включення та мікротріщини відсутні. Несуцільність між дотичними шарами по лінії сплавлення відсутня, розмір зони термічного впливу шару нарощування ~ 2 мм. Мікроструктура наплавленого матеріалу рівноважна, зерно має приблизно однакові розміри у всіх напрямках (15...20 мкм) з добре помітними межами та евтектичною складовою між ними (рис. 1). Це – зерна фериту (світлі зерна) та перліту (темні ділянки). Багатшарова структура наплавленого об'ємного зразка не проявляється, перемішування наплавлених шарів надзвичайно низьке, утворення оксидів не спостерігається.

У разі WAAM процесу з використанням MAG наплавлення дротом Св-08Г2С (діаметром 1,2 мм) мікроструктура наплавленого металу представлена зернами фериту та перліту (рис. 2). Відмінністю такої структури від аналогів, одержаних мікроплазовим наплавленням тим же дротом, є більший розмір зерен, а також наявність первинних кристалів у формі дендритів та евтектики. Дендрити виявляються у вигляді деревоподібних утворень з чіткими осями окремих гілок. Між первинними кристалами виявляються прошарки іншої фази, що входить до евтектики. Можна сказати, що евтектика структурно вироджується, вона у невеликій кількості з'являється внаслідок нерівноважної кристалізації. Її утворенню сприяє уповільнення охолодження порівняно

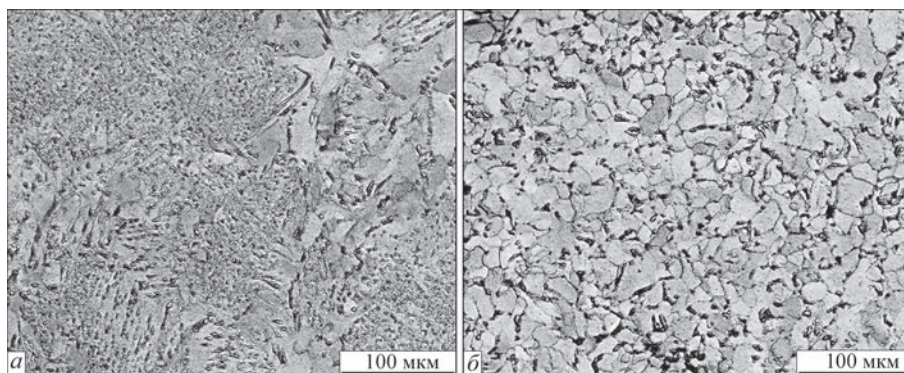


Рис. 1. Мікроструктура просторового виробу типу «тонка стінка», отриманого адитивним мікроплазовим наплавленням з подачею нейтрального присаджувального дроту Св-08Г2С: *a* – верхній шар; *b* – середина стінки (електронно-зондовий аналіз на аналізаторі CamScan-4)

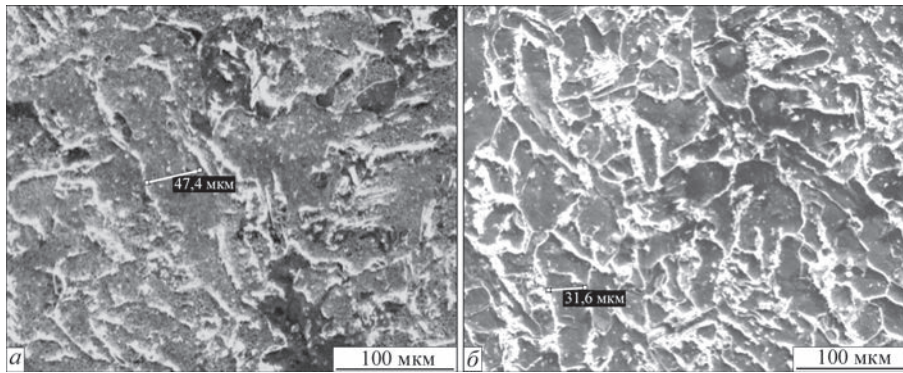


Рис. 2. Мікροструктура просторового виробу типу «тонка стінка», отриманого методом WAAM (MAG) з використанням дроту Св-08Г2С: а – верхній шар; б – середина стінки електронно-зондовий аналіз на аналізаторі CamScan-4

з мікроплазмовим наплавленням. Відстань між гілками дендритів основної феритної фази при такому охолодженні досить велика, тому евтектика має грубу будову. Утворення оксидів немає, проте можна відзначити великі розміри хвилеподібних валиків на поверхні.

Відмінність зразків, отриманих адитивним MAG наплавленням, від зразків, отриманих за мікроплазмовою технологією, у першу чергу міститься в тенденції збільшення зернистості та розмірів ЗТВ при практично незмінному вмісті кремнію та марганцю. Це можна пояснити більшими погонними енергіями і, відповідно, більшою інтенсивністю нагрівання нарощуваних шарів при MAG наплавленні.

У роботі [12] також підтверджено принципову можливість використання плазмово-дугового (мікроплазмового) з імпульсним струмом для 3D друку сталевих об'ємних металевих виробів з достатньою геометричною деталізацією. При цьому зерна наплавлених шарів змінюють структуру від відносно малого розміру зерна біля підкладки до дуже грубої структури з великим розміром зерна біля вершини виробу. При цьому в якості матеріалу для 3D друку показана можливість використання сталевого дроби розміром біля 1 мм. Проте у випадку використання такого присаджувального матеріалу методом мікроплазмового наплавлення продуктивність є невисокою (порядку 50 г/год) у разі контролю температури виробу і охолодження після кожного шару

протягом певного часу очікування [12]. Такий підхід дозволяє регулювати розмір зерен і твердість надрукованих тривимірних сталевих виробів.

Для адитивного виробництва компонентів складної геометрії із вуглецевих і легованих сталей також використовують АПДН дротовими та порошковими присаджувальними матеріалами при виготовленні інструменту із складноконтурними поверхнями для поперечної прокатки [13].

Також накопичено успішний досвід АПДН відповідальних виробів гарячого тракту авіаційних двигунів з використанням присаджувального дроту із нікелевого жароміцного сплаву EI 868 (ХН60ВТ) (рис. 3) [14].

Для забезпечення оптимального поєднання кількості та морфології зміцнюючих фаз сплаву і сприятливого поєднання характеристик пластичності та жароміцності було проведено термічну обробку при $T = 1200$ °С. Макроструктура вказаних виробів, зразків до і після термообробки є шаруватою, характерною для багат шарового наплавлення з чітким розподілом шарів (рис. 4, а, б) [14]. Мікροструктуру після термічної обробки при збільшенні $\times 200$ представлено на рис. 4, в. У ході аналізу мікροструктури зразків після термообробки встановлено наявність дендритної структури з витягнутими зернами в напрямку відводу тепла в процесі пошарового вирощування (поперек шарів) (рис. 4, в). У мікροструктурі лінії сплавлення є невидимими, структура є однорідною зі взаємним

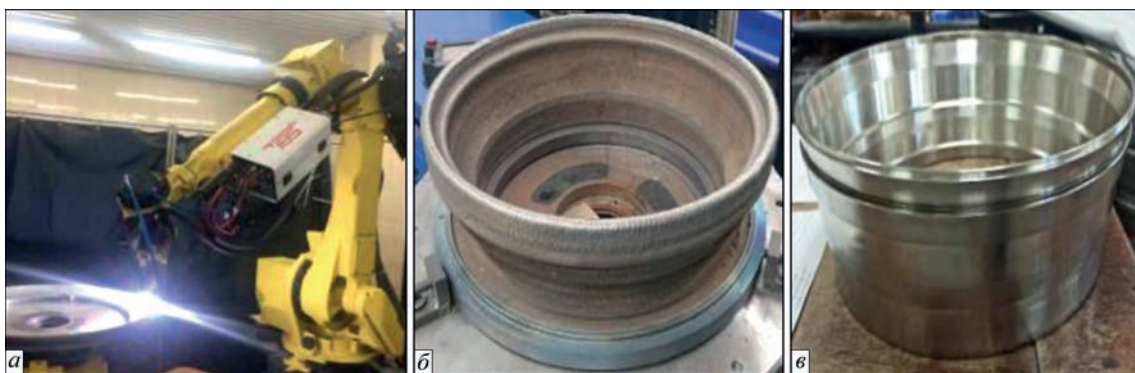


Рис. 3. Процес АПДН (3D друку) заготовки із нікелевого жароміцного сплаву EI 868 (ХН60ВТ) (а), заготовка деталі після 3D друку (б), готова деталь після механічної обробки (в) [14]

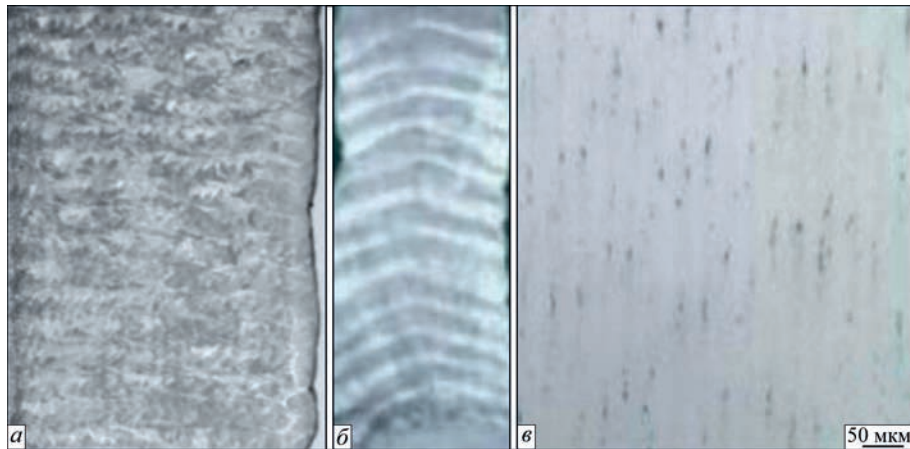


Рис. 4. Макро- (а, б) і мікроструктури (в) матеріалу об’ємних виробів із нікелевого жароміцного сплаву EI 868 (XN60VT), отриманих адитивним плазмово-дуговим наплавленням: а – повздовжній напрямок; б, в – поперечний напрямок [14]

проростанням зерен між шарами. Мікроструктура відповідає нормальному термообробленому стану сплаву EI868 (XN60VT), перегріву не виявлено.

Механічні випробування зразків із вказаного нікелевого жароміцного сплаву EI 868 (XN60VT), проведені при $T = 900 \text{ }^\circ\text{C}$, знаходяться на рівні значень поковок, встановлених нормами технічних умов (табл. 2).

Таким чином, матеріал об’ємних виробів із сплаву EI868 (XN60VT) отриманий методом АПДН, відповідає вимогам технічної документації для виготовлення статорних деталей авіаційних двигунів.

1.2. АПДН об’ємних виробів із алюмінієвих сплавів. Для 3D друку об’ємних виробів із алюмінієвих сплавів АПДН відрізняється низкою переваг перед іншими дуговими методами. Крім високої продуктивності та можливості регулювання в широких межах теплопередачі в матеріал, що наплавляється, дана технологія допомагає долати проблему виникнення дефектів із-за оксидних тугоплавких плівок на поверхні алюмінієвих сплавів. АПДН постійним струмом зворотної полярності або змінним струмом забезпечує очищення поверхні попереднього шару від забруднень за ра-

хунок ефекту катодного розпилення, підвищене змочування та розтікання рідкого металу за мінімального нагрівання поверхні, дозволяє забезпечувати достатню деталізацію об’ємних елементів з мінімальною товщиною стінки (рис. 5).

У роботах [15, 16] наведено результати досліджень структури та механічних властивостей тривимірних зразків, отриманих адитивним наплавленням дроту із алюмінієвого сплаву AlMg5 із застосуванням мікроплазмової технології на постійному струмі та СМТ методу. Встановлено, що для цих двох методів 3D друку характерні ті ж дефекти, що і для традиційних металургійних процесів (рис. 6).

Виявлено, що магній зустрічається у вигляді евтектичних прожилок з тонким диференціюванням, тобто з сильною розгалуженістю та малими розмірами вкраплень евтектики Al + Mg або компактних включень з округлими межами. Розмір зміцнюючих фаз у зразках із вказаного сплаву AlMg5, отриманих адитивним мікроплазмовим наплавленням, менше, ніж у зразків, вирощених СМТ методом, що дозволило в даному випадку для мікроплазмової технології забезпечити більші значення механічних властивостей (табл. 3).

Результати механічних випробувань підтвердили, що методи мікроплазмового та СМТ адитивного наплавлення відповідають нормам ГОСТ

Таблиця 2. Механічні властивості зразків із нікелевого жароміцного сплаву EI 868 (XN60VT), виготовлених АПДН [14]

Метод виготовлення зразків для механічних випробувань	Механічні властивості		
	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Зразки, виготовлені АПДН	Повздовжній напрямок		
	349	471	48,1
	341	482	59,0
	345	477	53,6
	Поперечний напрямок		
	326	432	64,0
	306	526	66,3
Поковка за ТУ27.1001190414-038:2007	316	479	65,2
	> 220	> 450	> 50

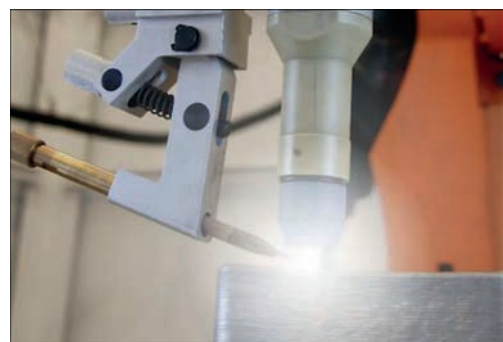


Рис. 5. Процес АПДН тривимірної конструкції типу «стінка» із використанням присаджувального дроту із алюмінієвого сплаву

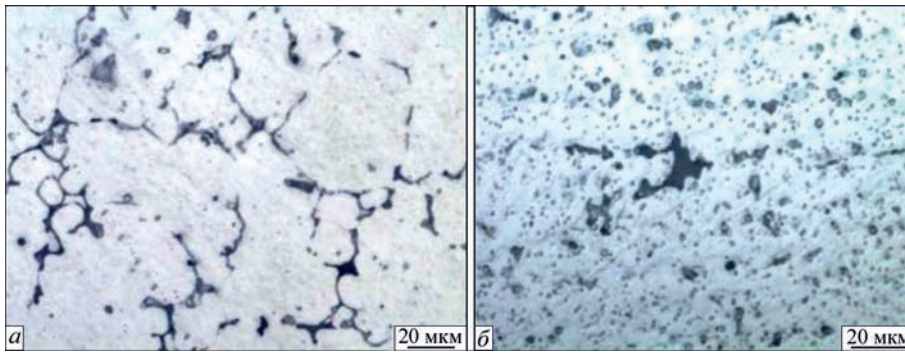


Рис. 6. Мікроструктура тривимірних зразків, вирощених різними методами 3D друку ($\times 500$): *a* – мікроплазма; *б* – СМТ

Таблиця 3. Механічні властивості об'ємних матеріалів із сплаву AlMg5, отриманих з допомогою різних технологій [15, 16]

Метод 3D друку	Механічні властивості		
	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Мікроплазмове адитивне наплавлення	274	154	25,2
СМТ адитивне наплавлення	261	124,5	13,7
Норми для сплаву AlMg5 за ГОСТ 17232-99	>270	>120	>13,0
Норми EN ISO 18273	250	120	9

17232-99 і стандарту EN ISO 18273 для алюмінієвого сплаву AlMg5. При цьому для даного сплаву технологія АПДН показала дещо вищий рівень механічних властивостей, ніж для 3D друку із використанням методу СМТ.

Порівняння структури та механічних характеристик об'ємних виробів, отриманих АПДН дроту із сплаву 5A06 і дуговим MIG наплавленням аналогічним плавким електродом, показує значно менший ступінь анізотропії структури та механічних характеристик для плазмово-дугової технології [13]. Для MIG методу середні показники межі міцності та текучості зразків у напрямку, перпендикулярному орієнтації текстури, становлять 251 і 101 МПа. Ці ж показники у напрямку, паралельному орієнтації текстури, становлять 239 і 90 МПа. Середні показники відносного подовження у напрямку, паралельному та перпендикулярному орієнтації текстури, становлять 37 і 34 % відповідно. При АПДН сплаву 5A06 середні показники межі міцності та текучості зразків у на-

прямку, перпендикулярному орієнтації текстури, становлять 295 і 150 МПа. Ці ж самі показники у напрямку, паралельному орієнтації текстури, становлять 290 і 145 МПа. У цілому, показники міцності зразків, отриманих АПДН дроту 5A06, знаходяться на рівні 0,92...0,94 міцності листового металу 5A06.

Підтверджено можливість виготовлення складнопрофільних циліндричних деталей типу «диск автомобільного колеса», які працюють в умовах підвищених динамічних і ударних навантажень, і «перехідник», АПДН дроту з алюмінієво-магнієвого сплаву 1580, що деформується, з добавками скандію, на постійному струмі зворотної полярності (рис. 7, 8) [17].

На рис. 9 показано макроструктуру шарів верхньої (рис. 9, а) та нижньої (рис. 9, б) частин стінки з алюміній-магнієвого сплаву 1580, отриманої АПДН на постійному струмі зворотної полярності (табл. 4) [17]. На макрошліфах наявні ділянки посиленого зростання дендритів, причому переважно у нижній частині наплавлення. У верхній частині наплавлення це менш виражено, що пояснюється зниженням впливу ефекту термоциклювання та повторного нагріву металу по мірі вирощування стінки. Також виявляються відмінності у мікроструктурі верхньої (рис. 9, в) та нижньої (рис. 9, г) частин стінки при різному збільшенні. Структура становить алюміній-магнієвий твердий розчин з окремими частинками первинної β -фази (Al_3Mg_2) на межах зерен, де також зустрічаються скупчення первинних інтерметалі-

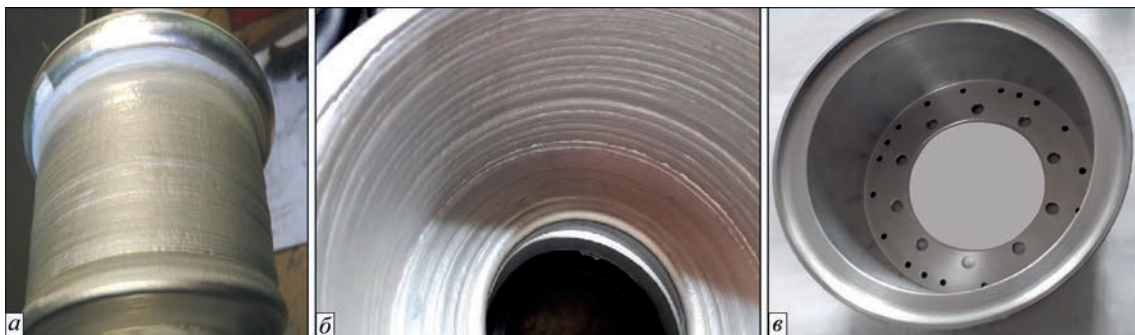


Рис. 7. Диск автомобільного колеса з алюмінієво-магнієвого сплаву 1580, виготовлений АПДН на постійному струмі зворотної полярності [17]: вигляд зовнішньої поверхні (*a*) і внутрішньої порожнини (*б*) після 3D друку; вигляд після механічної обробки (*в*)

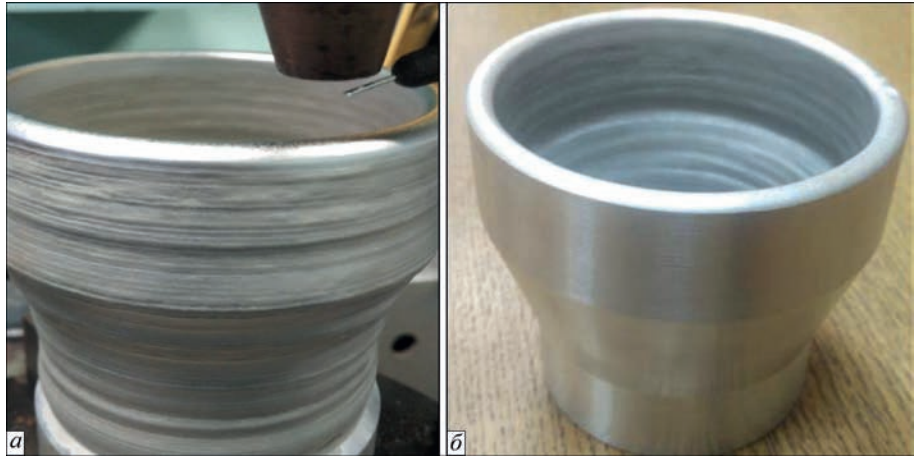


Рис. 8. Перехідник з алюмінієво-магнієвого сплаву 1580, виготовлений АПДН на постійному струмі зворотної полярності [17]: зовнішній вигляд після 3D друку (а) та після механічної обробки (б)

дів $Al_3(Sc,Ti)$, $Al_3(Sc,Zr)$, Al_3Sc . Мікроструктура верхньої частини наплавлення (рис. 4, а) є більш дрібнодисперсною, з більшою об’ємною часткою виділення β -фази по межах зерен – до 2,5 %. Відмінності в мікроструктурі нижньої і верхньої частини наплавлення (рис. 9, в, г) ще раз свідчать про те, що цикли нагріву металу попередніх шарів, які пов’язані із багаторазовим повторенням наплавлення, призводять до ефекту посилення спрямованого зростання дендритів тим інтенсивніше, чим частіше це повторюється.

Отже, АПДН алюміній-магнієвих сплавів, що деформуються, забезпечує відносну стабільність структурного та фазового складу матеріалу попередніх шарів під впливом термічних циклів наступних по мірі формування заготовки. Межі міцності наплавлень знаходяться на рівні властивостей литого матеріалу, поступаючись деформованому; пластичність наплавленого металу значно перевищує як пластичність виливків – у 2...3 рази, так і пластичність відпалених прокатаних напівфабрикатів – у 1,5 рази.

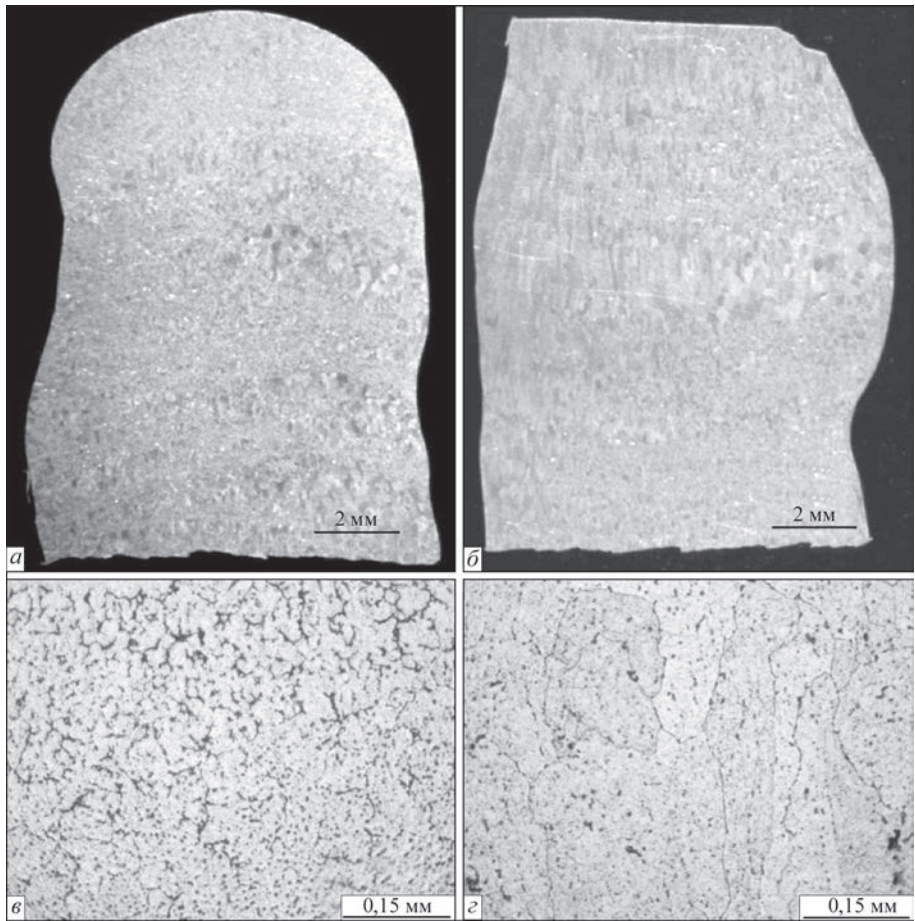


Рис. 9. Макро- (а, б) і мікроструктури (в, г) різних зон об’ємних елементів з алюмінієво-магнієвого сплаву 1580, виготовлених АПДН на постійному струмі зворотної полярності [17]: а, в – верхня частина; б, г – нижня частина

Таблиця 4. Механічні властивості алюмінієвого сплаву 1580, отриманого за допомогою різних наплавлених матеріалів [17]

Матеріал і стан зразка		σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	φ , %
Сплав 1580, АПДН	Наплавлення 1	294	192	24,5	33,5
	Наплавлення 2	296	193	25,0	27,0
Сплав P-1580, відлитий	Литий пруток	312	183	9,1	–
Сплав P-1580, прокатка	Гарячедеформований	369	266	16	–
	Холоднодеформований	453	429	5	–
Сплав P-1580, прокатка + відпал	Відпалений	390	277	14	–

При використанні АПДН різнополярним асиметричним струмом з використанням присадного дроту ER2319 із високоміцного важкозварюваного сплаву $AlCu6MnZrTi$, схильного до утворення гарячих тріщин при зварюванні, межа міцності об'ємного зразка, виготовленого із наплавленого металу, становить 258 МПа, або 63 %, що становить 0,63 міцності листового матеріалу алюмінієво-мідного сплаву 2219 у стані повної термічної обробки [18]. Проведення термообробки такого надрукованого матеріалу шляхом гартування і штучного старіння дозволяє підвищити міцність металу деталі до 0,8...0,85 міцності обробленої в процесі виготовлення і термообробленої масивної заготовки. У разі застосування процесу TIG для 3D друку даного сплаву середня межа міцності знаходиться на рівні 237 МПа, що становить лише 57 % від цього показника для листового матеріалу із сплаву 2319.

Шляхом оптимізації технологічних режимів АПДН на змінному (різнополярному) струмі досягається можливість формування об'ємних виробів із високоміцних алюмінієвих сплавів системи $Al-Cu-Li$ (AA2319), які також відносяться до класу важкозварюваних [19]. На структуру та властивості матеріалу, отриманого АПДН цього сплаву, впливають значення струму стисненої дуги та швидкість подачі дроту, співвідношення прямих/зворотних імпульсів струму, температура нагріву попередніх наплавлених шарів. При цьому досить суттєвий вплив на зменшення пористості в наплавлених шарах із цього сплаву здійснює та чи інша атмосфера захисного газу, склад плазмоутворюючої суміші, витрати робочих газів і швидкість потоку плазми. Так, у при АПДН сплаву AA2319 якісна стінка була отримана при струмі плазмової дуги 120 А (частоти 50 Гц, баланс 50 %), швидкості наплавлення 140 мм/хв., швидкості подачі дроту 0,9 м/хв, при використанні суміші газів $Ar/He15/N0,015$, витратах захисного газу 15 л/хв і плазмоутворюючого газу 0,3 л/хв, а також при попередньому нагріві підкладки до температури 200 °C (рис. 10).

1.3. АПДН об'ємних виробів із титанових сплавів. Процес АПДН із використанням, як дротів, так і порошків є одним з найперспективніших для виробництва об'ємних титанових деталей, у тому числі в таких галузях промисловості, як ае-

рокосмічна, автомобільна, суднобудівна, та у морській інженерії [20]. У порівнянні із лазерними та електронно-променевими адитивними технологіями з'являється можливість виготовляти деталі з різних матеріалів. Основною перевагою цієї групи технологій є можливість 3D друку габаритних конструкцій при значно нижчих витратах матеріалів та інвестицій [21]. Навіть без вирішення завдання максимальної продуктивності при використанні технологій АПДН досягається швидкість нарощування об'єму титанових сплавів від 170 см³/год і вище. Таку продуктивність не може забезпечити більшість променевих методів [22].

Основною технологічною трудностю АПДН об'ємних виробів із титанових сплавів є надійне забезпечення ефективного газового захисту як зварювальної ванни, так і ділянок деталей, які можуть нагріватися до температур вище 300 °C. Такі нагріті ділянки інтенсивно поглинають гази із оточуючої атмосфери. Для усунення цього використовують локальний газовий захист з допомогою різноманітних пристроїв і систем, а також 3D друк у контрольованій атмосфері. Найефективніше вирішення проблеми газового захисту – це створення спеціальної камери з аргоною атмосферою. Однак для створення такої камери потрібні певні інвестиції. Також виникає обмеження габаритів вирощуваних тривимірних деталей розмірами цієї камери.

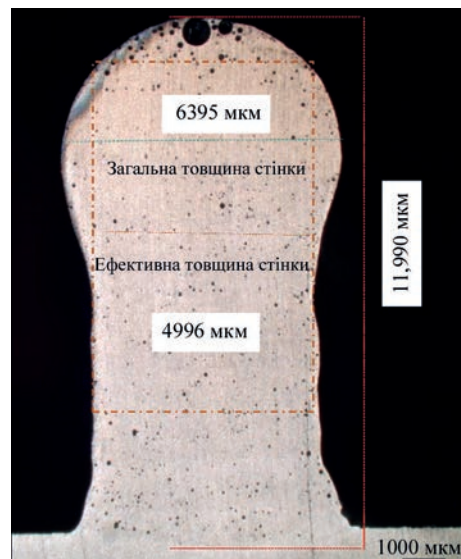


Рис. 10. Результат якісного АПДН на змінному струмі об'ємного елемента у вигляді багатошарової стінки зі сплаву AA2319 системи $Al-Cu-Li$ [19]

Застосування локального газового захисту при АПДН також дозволяє досягати відмінних результатів і задовільних механічних характеристик надрукованих виробів з титанових сплавів. Так, при використанні імпульсного постійного струму джерела живлення плазмової дуги і присаджувального дроту із сплаву Ti-6Al-4V діаметром 1 мм у локальному газовому захисті створювати просторові бездефектні структури товщиною від 4 мм із даного сплаву із відмінними механічними характеристиками [23].

У процесі 3D друку в нижніх шарах формується більш крупнозерниста структура, а у шарах, розташованих вище, зменшується розмір зерен β -фази, мартенситу та елементів Відманштеттена (рис. 11). Подібні структури були раніше виявлені в процесах 3D друку даного сплаву із використанням лазерного випромінювання [24], а також WAAM процесу плавким електродом [25]. При цьому середня межа текучості (YS) і межа міцності на розрив (UTS) досягають 909 і 988 МПа відповідно, а подовження досягає близько 7,5 %. Такі показники перевищують вимоги стандартів для даного сплаву, отриманого за ливарними технологіями, а також є вищими, ніж у матеріалах аналогічного складу після термодформаційної обробки (ковки). Це дає підстави для успішного застосування такого матеріалу в авіакосмічній галузі.

У роботі [26] описано процес 3D друку АПДН дротів сплаву Ti-6Al-4V, орієнтований на виго-

товлення великих аерокосмічних компонентів. Технологія дозволяла отримувати прямі стінки завтовшки до 17,4 мм, що забезпечило максимальну ширину стінки після механічної обробки 15,9 мм і у даному випадку перевершило конкуруючі процеси. Коефіцієнт використання матеріалу складав Ti-6Al-4V в середньому становила 93 %, а максимальна продуктивність 3D друку – 1,8 кг/год. Під час наплавлення в шарах, обернених до підкладки, формувались грубі стовпчасті зерна, які при охолодженні перетворювалися на структуру ламелей Відманста (рис. 12). У наплавлених шарах були виявлені смуги, які мали повторювану мікроструктуру кошикового переплетення із змінними розмірами. Можна побачити збільшення розміру елементів Відманста. Мікротвердість становила у середньому 387 HV, що на 12 % вище, ніж у підкладки із матеріалу аналогічного складу.

У даний час накопичено певний практичний досвід виробництва авіаційних деталей з титанових сплавів із використанням технології АПДН в контрольованому середовищі. У якості прикладів успішного застосування даної технології в авіакосмічній галузі можна навести результати, отримані компаніями Camarc Additive LLC, США (рис. 13) і Norsk Titanium, Нідерланди (рис. 14). Остання з 2017 р. виробляє деталі літаків із використанням високотехнологічних промислових машин для 3D друку. Надруковані фірмою Norsk способом АПДН із присаджувальними дротами

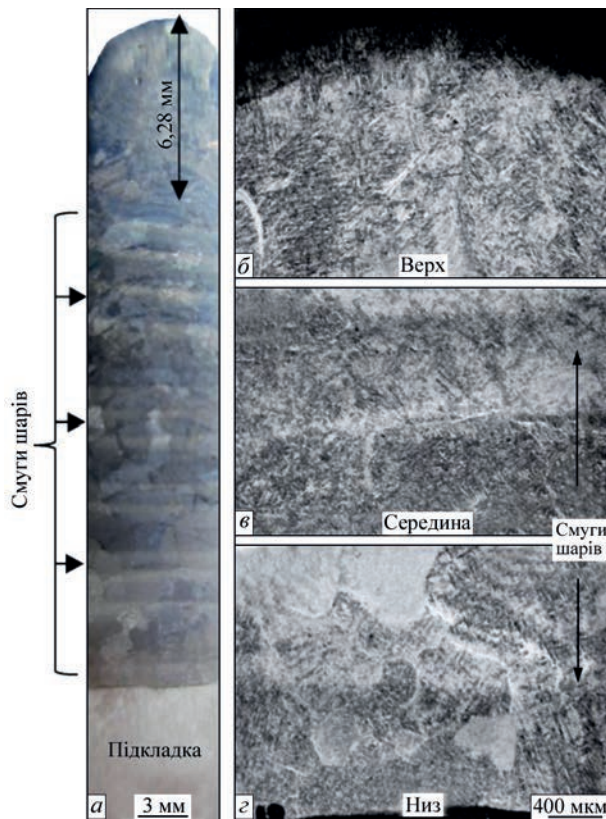


Рис. 11. Макро- (а) і мікроструктура (б-г) стінки зі сплаву Ti-6Al-4V, отриманої АПДН: б – верхня область, в – середня область, г – нижня область

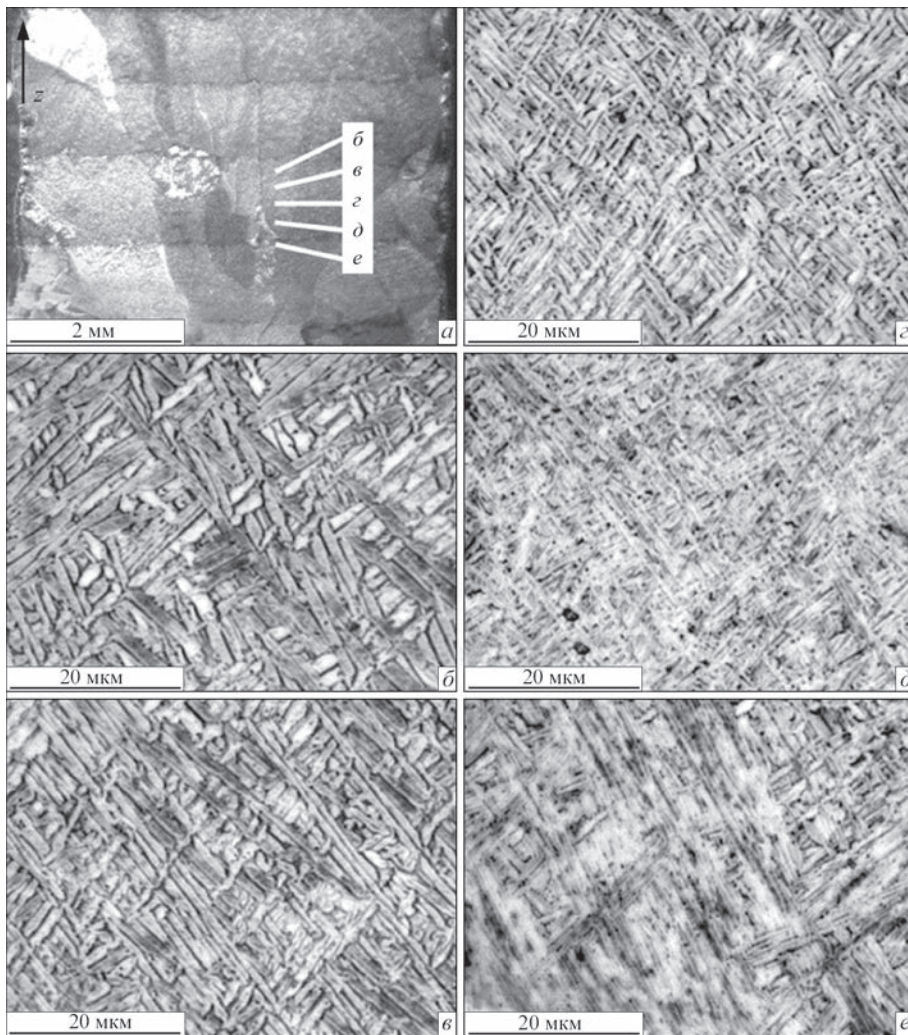


Рис. 12. Структури зон шарів просторового елемента типу «стінка» шириною до до 17,4 мм, отриманого АПДН дроту із сплаву Ti-6Al-4V: *a* – макроструктура наплавленої стінки; *б–e* – мікроструктура місць, зазначених на *a*

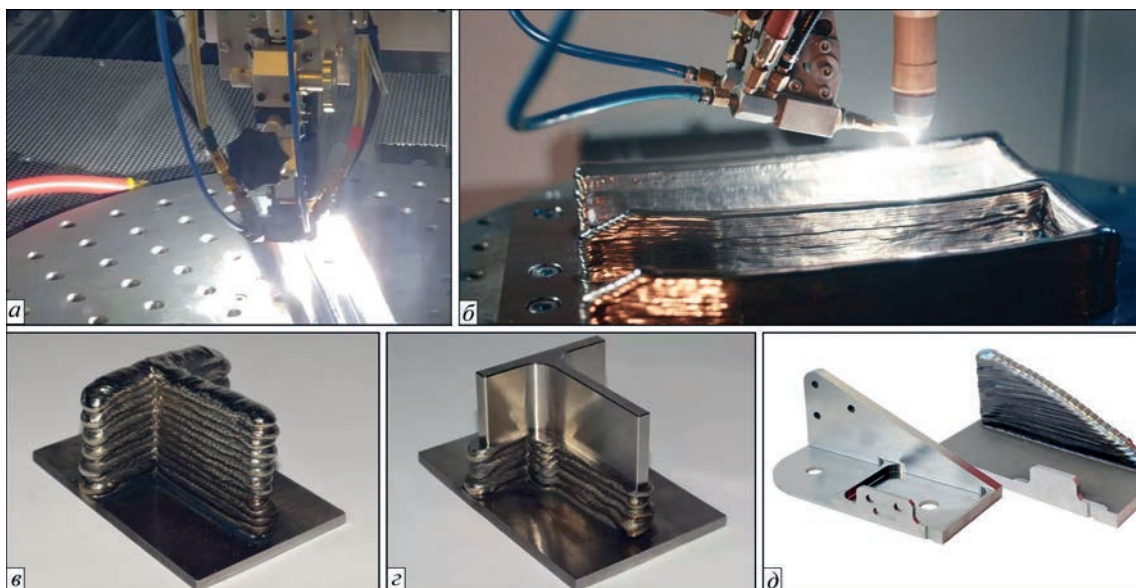


Рис. 13. Процес 3D друку авіаційних деталей з титанових сплавів із використанням технології АПДН в контрольованому середовищі (*a, б*) в компанії Camarc Additive LLC, США та приклади надрукованих деталей до і після механічної обробки (*в–д*) з титанових сплавів деталі схвалені на федеральному рівні для комерційних літаків Boeing, США. Застосовані при цьому технології не лише на 75 % продуктивніші за традиційне кування, але також знижують витрати на виробництво титанових виробів на 50...75 % і вимагають менше ресурсів.



Рис. 14. Приклад надрукованих авіаційних деталей із титанових сплавів до і після механічної обробки, отриманих АПДН у контрольованому середовищі в компанії Norsk Titanium, Нідерланди

У даний час до компанії Norsk у питанні 3D друку авіакосмічних виробів приєднується низка інших компаній, у тому числі британська компанія Renishaw і Stratasys.

Однією із основних проблем, яка виникає в процесі 3D друку АПДН, як практично і в усіх адитивних технологіях, є утворення значних залишкових напружень в об'ємній конструкції, які проявляються у викривленні (деформації) надрукованих елементів [27]. Для контролю впливу акумуляції тепла на масоперенесення присаджувального металу, формування стінок та стабільність дуги під час 3D друку просторових виробів із титанових сплавів в умовах локального газового захисту використовували інфрачервоний пірометр для вимірювання температури між проходами [28]. Стабільність дуги та перенесення металу контролювали за допомогою високошвидкісної камери. Такий підхід дозволяє оптимізувати режими АПДН і мінімізувати залишкові напруження.

Для виготовлення тонкостінних структур Ti6Al4V запропоновано інноваційний процес АПДН дротом з примусовим міжпрохідним охолодженням з використанням стисненого CO₂ [29]. Показано, що примусове міжпрохідне охолодження не тільки покращує властивості наплавлення, але також сприяє геометричній повторюваності та покращенню ефективності виробництва за рахунок зменшення часу між нанесенням шарів.

2. Легування, синтез нових сплавів, отримання об'ємних виробів із композиційних і градієнтних матеріалів у виробництві із застосуванням технологій АПДН. Адитивні дугові технології, такі як СМТ, використовують один присаджувальний дріт, у той час як технологія АПДН дозволяє подавати більшу кількість дротів. Таким чином, підвищення ефективності використання енергетичного потенціалу даного процесу досягається при збільшенні кількості присаджувальних дротів. При реалізації багатодрогового АПДН у даному випадку досягається підвищення продуктивності процесу 3D друку, що пропорційне кількості присаджувальних дротів, або вища стабільність процесу наплавлення та якість наплавленого матеріалу. Однак найперспективнішим результатом багатодрогового АПДН є ле-

гування об'ємного матеріалу в процесі 3D друку. Легування може бути локальним (зміна хімічного складу певних зон надрукованого матеріалу) або повним, яке є синтезом нових сплавів в процесі 3D друку об'ємного виробу.

Німецькі дослідники отримали позитивний досвід використання одночасного використання двох і більше присаджувальних дротів різного хімічного складу [30]. Так, змінюючи швидкість і діаметр присаджувальних дротів, можна регулювати хімічний склад тих чи інших елементів в наплавленому металі. Двохдротове АПДН з комбінацією різних типів низьколегованих феритних сталевих дротів, а також дротів із аустенітних сталей із вмістом Ni, Cr, Mo, Nb (табл. 5) підтвердило можливість плавної зміни хімічного складу надрукованого матеріалу під час процесу 3D друку та управління хімічним складом шляхом контролювання розташування фаз низької та високої пластичності для уникнення негативного впливу інтерметалідних фаз (рис. 15) [30].

При аргонодуговому наплавленні неплавким електродом також було підтверджено можливість регулювання хімічного складу наплавленого металу шляхом комбінації подачі різнорідних дротів із алюмінієвих сплавів 2319 (Al-Cu) і 5087 (Al-Mg) (рис. 16). Таким чином, було отримано просторові вироби із синтезованого в процесі 3D друку високоміцного сплаву 2024 (Al-Cu-Mg) [31]. Регулюванням швидкості подачі кожного дроту управляли хімічним складом надрукованого матеріалу та його властивостями, що дозволило досягти оптимального поєднання фізико-механічних властивостей отриманих просторових виробів (рис. 17) [31].

Ця сама можливість виконувати адитивне вирощування деталей з алюмінієвих дротів різного хімічного складу була підтверджена і при використанні в якості джерела нагрівання стисненою дугою різнополярного асиметричного струму. При АПДН з присаджувальним дротом формується дрібніша структура наплавленого металу у порівнянні зі звичайним аргонодуговим наплавленням вольфрамовим електродом, що покращую показники міцності у наплавлених АПДН деталей на 10...15 % у порівнянні з аналогічними показниками деталей, отриманими аргонодуговим наплавленням.

Використання технологій АПДН, у яких формування просторових виробів може здійснюватися із одночасним подаванням в плазмову дугу різних типів порошкових матеріалів (наприклад

Таблиця 5. Комбінація різних типів сталевих дротів в технології дводротового АПДН [30]

Матеріали, отримані в результаті 3D друку	Марки сталевих дротів, які поєднувались у комбінаціях багатодрогового АПДН	
	Матеріал А	Матеріал В
Комбінація 1	G3Si1	G 19 9 L Si
Комбінація 2	G 18 L Nb	G 19 9 L Si
Комбінація 3	G3Si1	G Mn4Ni2CrMo

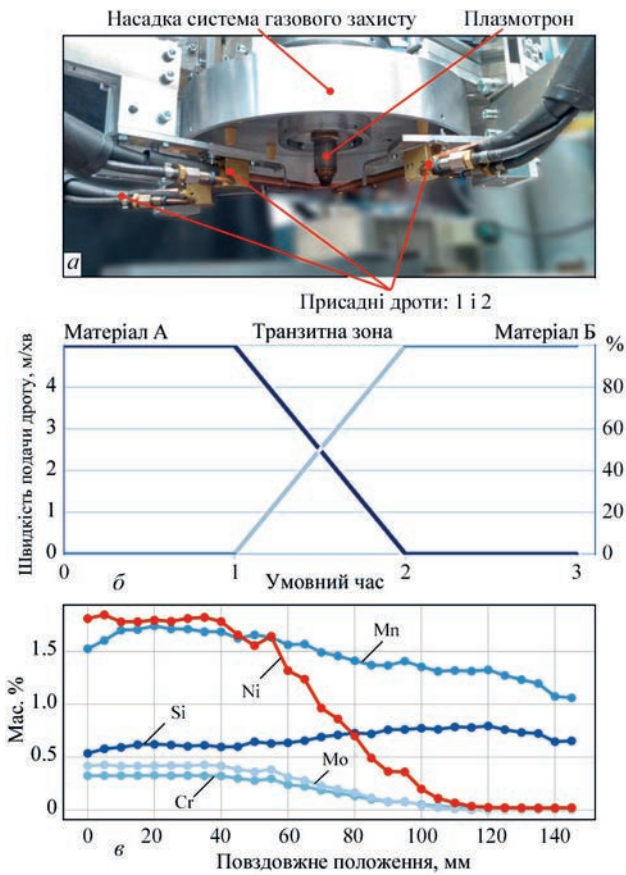


Рис. 15. Застосування чотирьохдротової системи в АПДН з подачею двох різномірних дротів (а, б) і зміна хімічного складу по об'єму зразка, отриманого по даним комбінації № 3 подачі різномірних дротів (табл. 5) (в) [30]

порошків конструкційних, зносостійких, жароміцних сплавів, карбідів, боридів, силіцидів тощо), відкриває можливості створення нових об'ємних матеріалів з унікальним поєднанням функціональних властивостей. Такі матеріали є надзвичайно перспективними для виробництва деталей та інструментів нового покоління, у яких, наприклад, певна частина об'єму забезпечує задані показники міцності, а інша – підвищену зносостійкість, корозійну стійкість, жаростійкість, спеціальні магнітні та електрофізичні властивості.

До таких матеріалів можна віднести:

- металокерамічні композити постійного складу;
- градієнтні матеріали (перемінного хімічного складу по об'єму виробу);
- багат шарові матеріали та їх поєднання із градієнтними матеріалами.

Приклади таких технологічних розробок, отриманих в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, наведено на рис.18, 19.

На рис. 18 показано процес виготовлення циліндричної заготовки інструменту для обробки металів порошковим АПДН, у якому з двох порошкових дозаторів подавали порошок зносостійкого сплаву FeNiCrBSH і карбід вольфраму WC. Шляхом автоматизованого управління пара-

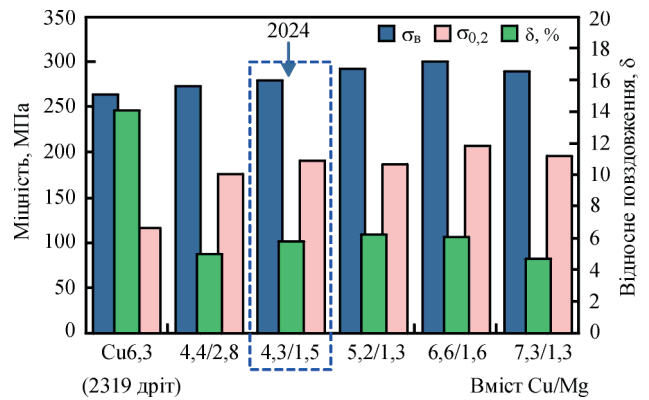


Рис. 17. Оптимізація фізико-механічних властивостей об'ємних виробів, отриманих дводротовим АПДН з подачею різномірних дротів із алюмінієвих сплавів 2319 (Al-Cu) і 5087 (Al-Mg) [31]

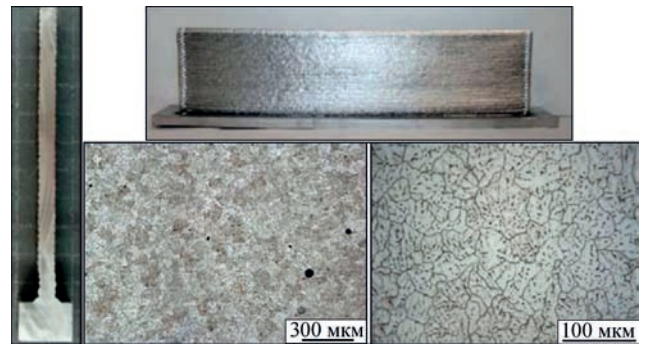


Рис. 16. Зовнішній вигляд та мікроструктура виробу типу «стінка» із синтезованого високоміцного сплаву 2024 (Al-Cu-Mg), отриманого шляхом адитивного наплавлення з подачею двох різномірних типу з алюмінієвих сплавів 2319 (Al-Cu) і 5087 (Al-Mg) [31]

метрами подачі порошків досягається регулювання вмісту WC в інтервалі 0...50 об. % в поверхневих шарах і досягнення твердості до 68...70 HRC.

На рис. 19 наведено приклад АПДН композиції титанового сплаву та сферичного карбиду вольфраму (Ti-6Al-4V + WC) за гібридною адитивною технологією «плазмове наплавлення присадкувальним дротом – плазмове-порошкове наплавлення». Така технологія дозволяє наплавляти об'ємний багат шаровий матеріал градієнтного типу (з товщиною шарів біля 2 мм) і варіювати твердість по об'єму від HRC 32 для нижніх шарів з титанового сплаву до HRC ≥56 до поверхневих шарів.

4. Напрями розробки обладнання для реалізації технологічних можливостей АПДН в адитивному виробництві. Створенням та використанням обладнання для реалізації процесів 3D друку методом АПДН займаються як безпосередньо компанії-виробники продукції, так і спеціалізовані компанії, які традиційно займаються зварювальними технологіями. Так, компанія Norsk для застосування процесу Rapid Plasma Deposition (RPD) створила машини 3D друку на кшталт MERKE IV RPD. Спеціалізована компанія Camarc Additive's, США розробила процеси АПДН сталей, ніобієвих, титанових та



Рис. 18. Процес виготовлення циліндричної заготовки інструменту обробки металів шляхом АПДН порошків зносостійкого сплаву FeNiCrBSi і карбиду вольфраму WC (а, б) та мікроструктура виробу в різних зонах (в)

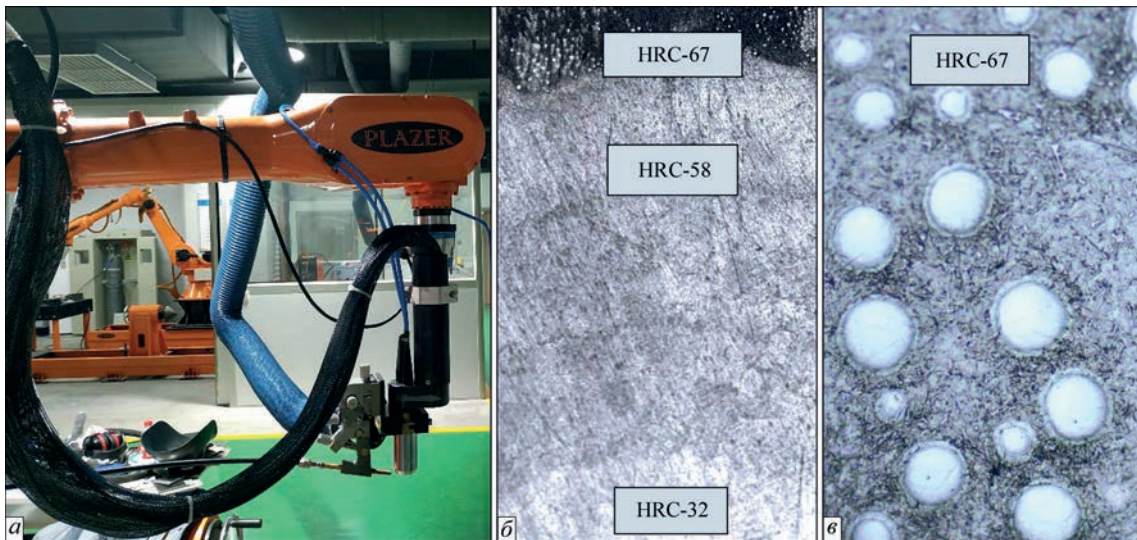


Рис. 19. Система для реалізації гібридної адитивної технології «плазмове наплавлення присаджувальним дротом – плазмово-порошкове наплавлення» (а) і структура напавленої багатшарової стінки Ti-6Al-4V + WC (б) Ч50, 1 верхнього напавленого шару (в), Ч200

алюмінієвих сплавів, для яких створила систему PAAWS (Plasma Arc Additive Wire System), обладнання якої пропонує чотири осі руху (X, Y, Z і обертання) разом зі столом для друку з рідинним охолодженням. Друк в робочому полі 1000×10000×600 мм може здійснюватися в закритій камері з контрольованою інертною атмосферою з контролем процесу в реальному часі. Ще однією відомою фірмою-виробником установок для 3D друку є фірма SBI, Австрія, обладнання якої призначене для виготовлення виробів з титанових і алюмінієвих сплавів, аустенітних і хромнікелевих сталей, міді, бронзи тощо, АПДН з подаванням присаджувального дроту (наприклад, установка МЗДР) на постійному струмі прямої полярності або на різнополярному струмі.

В Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України в напрямку розвитку процесів АПДН основна увага приділяється розробці технологій і обладнання, які дозволяють розши-

рювати технологічні можливості адитивного виробництва, підвищувати якість напавленого матеріалу, синтезувати нові матеріали з унікальним комплексом властивостей.

Відмінності таких технологій полягають в параметрах плазмової дуги, а саме:

– АПДН здійснюється плазмовою дугою змінного асиметричного струму частотою 150 Гц на струмах від 3 А (у режимі мікроплазмового адитивного напавлення) до 320 А (у режимі високопродуктивного адитивного напавлення дротами підвищених діаметрів або багатодротового напавлення) з точністю стабілізації амплітуди зварювального струму до ± 1 А для з'єднання матеріалів з тугоплавкою оксидною плівкою на поверхні (для 3D друку виробів з алюмінієвих, магнієвих і інших легких сплавів, у тому числі таких високоміцних алюмінієвих сплавів, які відносяться до важкозварюваних – Al-Cu-Li, Al-Mg-Li, Al-Cu-Mg-Li, Al-Zn-Mg, Al-Zn-Mg-Cu тощо);

– АПДН здійснюється плазмовою дугою постійного струму прямої полярності від 3 А (у режимі мікроплазмового адитивного наплавлення) до 450 А (у режимі високопродуктивного адитивного наплавлення дротами підвищених діаметрів або багатодротового наплавлення) з накладанням модуляції струму частотою до 2000 Гц (для 3D друку виробів з легованих і високоміцних сталей, титанових і нікелевих сплавів, міді, тугоплавких металів тощо).

Дані технології мають можливості:

- незалежного вибору форми хвилі змінного струму в напівперіодах проходження струму прямої та зворотної полярності;
- застосування імпульсної подачі плазмоутворюючого газу (аргону) із заданою частотою та різницею витрат плазмоутворюючого газу, а також застосування імпульсної подачі присаджувального дроту;
- при зварюванні на постійному струмі застосування підігріву присаджувального дроту змінним асиметричним струмом, а також модуляції

зварювального струму для покращення перемішування ванни металу, що наплавляється.

Для реалізації технологій АПДН в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України розроблено різноманітні системи локального газового захисту та серія плазмотронів і відповідних установок, наприклад для:

- адитивного мікроплазмового порошкового наплавлення і наплавлення присаджувальними дротами для роботи на асиметричному змінному та постійному струмі в інтервалі струмів 3...35 А (рис. 20, а);
- порошкового АПДН і АПДН присаджувальними дротами для роботи на асиметричному змінному та постійному струмі для роботи в інтервалі струмів 50...320 (450 А) (рис. 20, б);
- для реалізації гібридного адитивного процесу «плазмове наплавлення присаджувальним дротом – плазмово-порошкове наплавлення» (рис. 18, а);
- для реалізації гібридного адитивного процесу «плазмове наплавлення з використанням плазмової дуги та дуги з плавким електродом» (рис. 20, в);

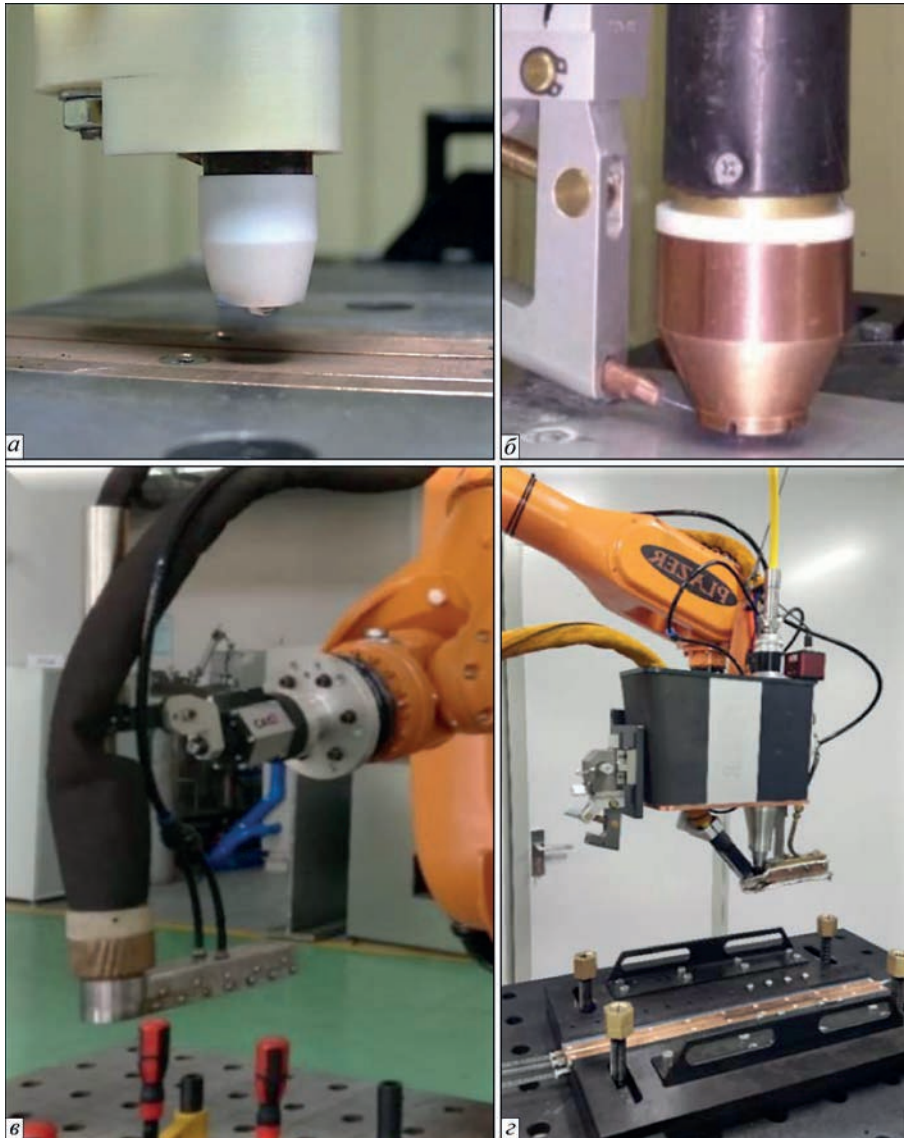


Рис. 20. Зовнішній вигляд плазмотронів, розроблених в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, для використання в адитивному виробництві

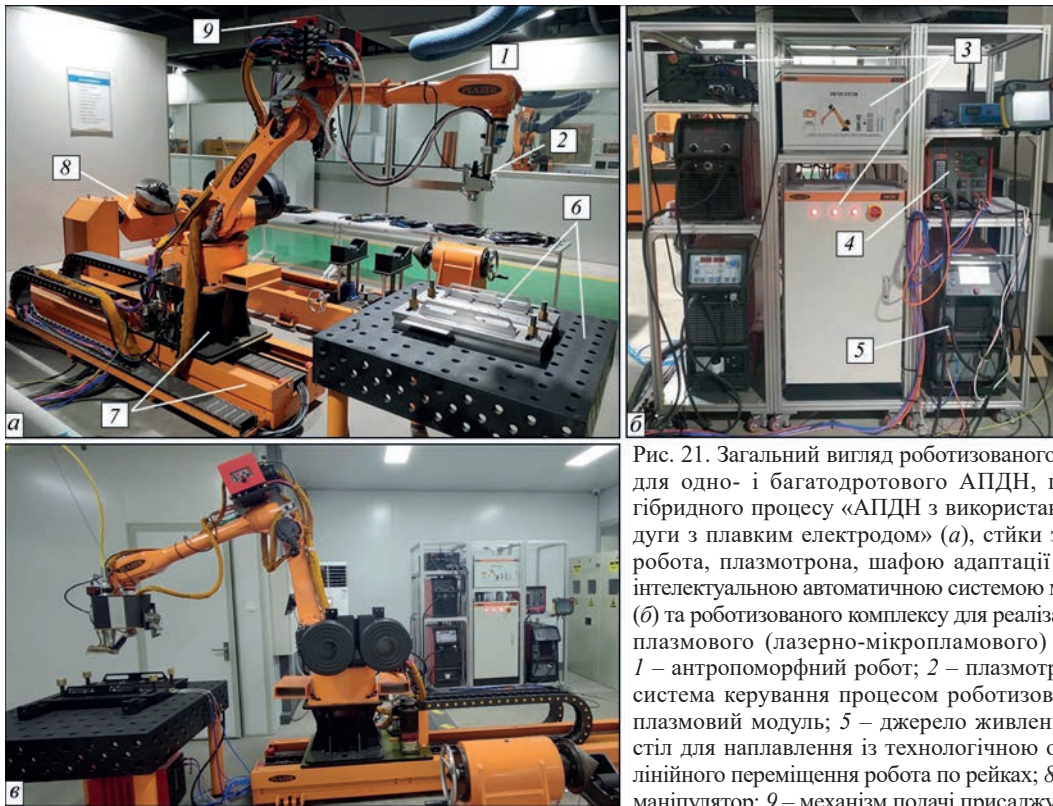


Рис. 21. Загальний вигляд роботизованого комплексу обладнання для одно- і багатодрогового АПДН, порошкового АПДН і гібридного процесу «АПДН з використанням плазмової дуги та дуги з плавким електродом» (а), стійки з джерелами живлення робота, плазмотрона, шафою адаптації команд для робота та інтелектуальною автоматичною системою моніторингу обладнання (б) та роботизованого комплексу для реалізації адитивного лазерно-плазмового (лазерно-мікроплазмового) наплавлення (в) [32]: 1 – антропоморфний робот; 2 – плазмотрон; 3 – інтелектуальна система керування процесом роботизованого зварювання; 4 – плазмовий модуль; 5 – джерело живлення плазмової дуги; 6 – стіл для наплавлення із технологічною оснасткою; 7 – система лінійного переміщення робота по рейках; 8 – двохосьовий обертач-маніпулятор; 9 – механізм подачі присаджувального дроту

– для реалізації адитивного лазерно-плазмового (лазерно-мікроплазмового) наплавлення (рис. 20, з).

Описані процеси використовуються в Науково-дослідному інституті зварювальних технологій ім. Є.О. Патона в провінції Чжецзян, м. Ханчжоу, КНР у двох роботизованих комплексах, оснащених інтелектуальною автоматичною системою управління та моніторингу (рис. 21). Вказані комплекси реалізують процеси 3D друку крупногабаритних деталей і тіл обертання завдовжки до 3000 мм, діаметром до 600 мм, завширшки 600 мм і заввишки 1000 мм. Загальна вага об'ємної досягає до 1000 кг [32].

У даний час започатковано роботи зі створення в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України технологічної дільниці, яка включає три роботизовані комплекси, що використовують описані вище плазмово-дугові технології 3D друку (рис. 22) та дозволяють виготовляти:

- крупногабаритні (діаметром від 100...200 мм до 2...3 м і заввишки до кількох метрів і вище) циліндричні оболонки із алюмінієвих сплавів з елементами та внутрішніми ребрами жорсткості складної форми;

- довгомірні (до 4...12 м) конструкції складного профілю, у тому числі з алюмінієвих і титанових сплавів і коробчастих конструкцій з внутрішніми ребрами жорсткості.

Висновки

1. Розкрито та обґрунтовано потенціал і переваги АПДН у порівнянні з розповсюдженими



Рис. 22. Загальний вигляд дільниці з трьох роботизованих комплексів для 3D друку великогабаритних і циліндричних оболонок і довгомірних складнопрофільних конструкцій із алюмінієвих і титанових сплавів із використанням адитивних плазмово-дугових технологій

дуговими WAAM методами, у тому числі СМТ технологією, а саме:

- широке регулювання продуктивності 3D друку (0,02...25 кг/год.) та ступеню деталізації об'ємних елементів (завширшки від 2,5 до 10...20 мм) шляхом реалізації процесу як у режимі мікроплазмового наплавлення низькоамперною плазмовою дугою (при струмах 5...35 А), так і при струмах 50...450 А та вище;

- широкий діапазон регулювання погонної енергії, зони нагріву та глибини проплавлення попередніх наплавлених шарів шляхом АПДН з використанням прямої або дотичної плазмової дуги;

- 3D друк на постійному струмі прямої та оберненої полярності, змінному струмі, у тому числі реалізація процесу катодного очищення та руйнування оксидних плівок при наплавлення

легких металів і сплавів з тугоплавкими оксидними плівками на їх поверхні;

– 3D друк із використанням порошку або дроту, у тому числі з використанням від одного до чотирьох присаджувальних дротів, у тому числі зі струмопровідним присаджувальним дротом з підігрівом;

– реалізація гібридних технологій 3D друку – поєднання плазмової дуги з дуговим або лазерним джерелом нагріву;

– реалізація процесу 3D друку із використанням присадки, яка не рухається, разом з плазмотроном під час наплавлення шару (металева крупка, фольга, тонкі смужки металу) та накладається по чергово після наплавлення кожного шару (аналог ламінування);

– можливість застосування плазмової дуги без додавання дроту або порошку, що дозволяє виконувати попереднє нагрівання основи або наплавлених шарів перед адитивним наплавленням.

2. Підтверджено можливості використання технологій АПДН для отримання об'ємних виробів із конструкційних, легованих і високоміцних сталей, жаростійких нікелевих сплавів, алюмінієвих високоміцних сплавів, титанових сплавів з фізико-механічними характеристиками, які переважно складають 90 % і вище від показників аналогічних матеріалів, отриманих традиційними металургійними методами, що у ряді випадків задовольняють вимогам стандартів для таких матеріалів після термомеханічної обробки.

3. Показано нові можливості використання АПДН, при яких формування просторових виробів може здійснювати з одночасним подаванням у плазмову дугу різних типів різнорідних дротів порошкових матеріалів (наприклад, порошоків конструкційних, зносостійких, жароміцних сплавів, карбідів, боридів, силіцидів тощо) або з одночасним подаванням дроту та порошку (гранул). Це дозволяє здійснювати локальне або об'ємне легування матеріалу об'ємного виробу, виконувати 3D друк одночасно з синтезом нових сплавів, створювати нові матеріали з унікальним поєднанням функціональних властивостей (металокерамічні композити постійного складу, градієнтні матеріали перемінного хімічного складу по об'єму виробу, багат шарові матеріали та їх поєднання із градієнтними матеріалами). Такі матеріали є перспективними для виробництва відповідальних деталей та інструментів нового покоління, у яких, наприклад, певна частина об'єму забезпечує задані показники міцності, а інша – підвищену зносостійкість, корозійну стійкість, жаростійкість, спеціальні магнітні та електрофізичні властивості.

4. В Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України розроблено низку інноваційних технологій АПДН та створено відповідне оригінальне обладнання для 3D друку крупногабаритних виробів з алюмінієвих і титанових сплавів, у тому числі для реалізації:

– адитивного мікроплазмового порошкового наплавлення та наплавлення присаджувальними дротами для роботи на асиметричному змінному та постійному струмі в інтервалі струмів 3...35 А;

– порошкового АПДН і АПДН присаджувальними дротами для роботи на асиметричному змінному та постійному струмі для роботи в інтервалі струмів 50...320 (450 А);

– гібридного адитивного процесу «плазмове наплавлення присаджувальним дротом – плазмово-порошкове наплавлення»;

– гібридного адитивного процесу «плазмове наплавлення з використанням плазмової дуги та дуги з плавким електродом»;

– адитивного лазерно-плазмового (лазерно-мікроплазмового) наплавлення.

Список літератури/References

1. Laue, R., Colditz, P., Möckel, M., Awiszus, B. (2022) Study on the milling of additive manufactured components. *Metals*, **12**, 1167. DOI: <https://doi.org/10.3390/met12071167>
2. Antony, S. A. (2012) *Microstructure, texture and mechanical property evolution during additive manufacturing of Ti6Al4V alloy for aerospace applications: Microstructure*. University of Manchester, faculty of Engineering and Physical Sciences.
3. Peleshenko, S., Korzhyk, V., Voitenko, O. et al. (2017) Analysis of the current state of additive welding technologies for manufacturing volume metallic products (review). *Eastern European J. of Enterprise Technologies*, **3/1(87)**, 42–52. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2017.99666>
4. Kvasnytskyi, V., Korzhyk, V., Lahodzynkiy, I. et al. (2020) Creation of volumetric products using additive arc cladding with compact and powder filler materials. *Proceedings of the 2020 IEEE 10th International Conference on «Nanomaterials: Applications and Properties»*, 9–13 Nov, NAP 2020, 9309696. DOI: <https://doi.org/10.1109/NAP51477.2020.9309696>
5. Korzhik, V.N., Khaskin, V.Yu., Grinyuk, A.A. et al. (2016) 3D-printing of metallic volumetric parts of complex shape based on welding plasma-arc technologies (Review). *The Paton Welding J.*, **5-6**, 117–123. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2016.06.20>
6. Ge, J., Lin, J., Lei, Y., Fu, H. (2017) Location-related thermal history, microstructure, and mechanical properties of arc additively manufactured 2Cr13 steel using cold metal transfer welding. *Materials Science & Engineering: A*, **715**, 144–153. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.12.076>
7. Alberti, E.A., Bueno, B., D'Oliveira, A.S. (2015) Additive manufacturing using plasma transferred arc. *The International J. of Advanced Manufacturing Technology*, **83**, 9–12. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-015-7697-7>
8. Colegrove, P., Williams, S. (2013) *High deposition rate high quality metal additive manufacture using wire + arc technology*. Cranfield University. Режим доступу: URL: <http://www.xyzist.com/wp-content/uploads/2013/12/Paul-Colegrove-Cranfield-Additive-manufacturing.pdf>
9. Özel, T., Shokri, H., Loizeau, R. (2023) A review on wire-fed directed energy deposition based metal additive manufacturing. *J. Manuf. Mater. Process.*, **7(1)**, 45. DOI: <https://doi.org/10.3390/jmmp7010045>
10. Korzhik, V.N., Voitenko, A.N., Peleshenko, S.I. et al. (2017) Development of automated equipment for manufacturing 3D metal products based on additive technologies. *The Paton Welding J.*, **5-6**, 79–85. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2017.06.15>
11. Alhuzaim, A.F. (2014) *Investigation in the use of plasma arc welding and alternative feedstock delivery method in additive manufacture: Master of Science General Engineering*. Montana Tech. of the University of Montana.
12. Alaluss, K., Mayr, P. (2019) Additive manufacturing of complex components through 3D plasma metal deposition – A simulative approach. *Metals*, **9(5)**, 574. DOI: <https://doi.org/10.3390/met9050574>
13. Geng, H., Li, J., Xiong, J. et al. (2017) Geometric limitation and tensile properties of wire and arc additive manufacturing 5A06 aluminum alloy parts. *J. of Materials Engineering and*

- Performance*, 26, 621–629. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-016-2480-y>
14. Gnatenko, M., Chigileichik, S., Sakhno, S. (2021) Manufacture of aviation parts from heat-related nickel alloys by multilayer plasma surfacing. *Aerospace Technic and Technology*, 5(175), 48–52. DOI: <https://doi.org/10.32620/akt.2021.5.06> [in Ukrainian]
 15. Gnatenko, M., Zhemaniuk, P., Petrik, I. et al. (2019) Detecting the influence of heats sources on material properties when production a aviation parts by a direct energy deposition method. *Eastern–European j. of enterprise technologies*, 1(12(97)), 49–55. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2019.157604>
 16. Gnatenko, M., Naumyk, V., Matkovska, M. (2019) Influence of sources of heating and protective gases on the properties of the material obtained by the direct deposition. *Materials Science and Technology*, 68–74. DOI: https://doi.org/10.7449/2019/MST_2019_68_74
 17. Grinyuk, A.A., Korzhik, V.N., Shevchenko, V.E. et al. (2015) Main tendencies in development of plasma-arc welding of aluminium alloys. *The Paton Welding J.*, 11, 31–41. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2015.11.04>
 18. Bai, J.Y., Yang, C.L., Lin, S.B. et al. (2016) Mechanical properties of 2219-Al components produced by additive manufacturing with TIG. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 86, 479–485. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-015-8168-x>
 19. Qi, Z., Cong, B., Qi, B. et al. (2018) Microstructure and mechanical properties of double-wire + arc additively manufactured Al–Cu–Mg alloys. *J. of Materials Processing Technology*, 255, 347–353. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.12.019>
 20. Lin, Z., Song, K., Yu, X. (2021) A review on wire and arc additive manufacturing of titanium alloy. *J. of Manufacturing Processes*, 70, 24–45. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.08.018>
 21. Hofer, K., Mayr, P. (2018) Additive manufacturing of titanium parts using 3D plasma metal deposition. *Materials Science Forum*, 941, 2137–2141. DOI: <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.941.2137>
 22. R'ios, S., Colegrove, P.A., Williams, S.W. (2019) Metal transfer modes in plasma wire + arc additive manufacture. *J. of Materials Processing Tech*, 264, 45–54. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.08.043>
 23. Lin, J.J., Lv, Y.H., Liu, Y.X. et al. (2016) Microstructural evolution and mechanical properties of Ti–6Al–4V wall deposited by pulsed plasma arc additive manufacturing. *Materials & Design*, 102, 30–40. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.04.018>
 24. Kelly, S.M., Kampe, S.L. (2004) Microstructural evolution in laser-deposited multilayer Ti–6Al–4V builds: Part II. Thermal Modeling. *Metall Mater. Trans.: A*, 35(6), 1869–1879. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-004-0095-7>
 25. Xu, F.J., Lv, Y.H., Xu, B.S., Liu, Y.X. (2013) Effect of deposition strategy on the microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy fabricated by pulsed plasma arc deposition. *Mater.*, 45, 446–455. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.07.013>
 26. Martinaa, F., Mehnen, J., Williams, S.W. et al. (2012) Investigation of the benefits of plasma deposition for the additive layer manufacture of Ti–6Al–4V. *J. of Materials Processing Technology*, 212(6), 1377–1386. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2012.02.002>
 27. Colegrove, P.A., Martina, F., Roy, M.J. et al. (2014) High pressure interpass rolling of wire + arc additively manufactured titanium components. *Advanced Materials Research*, 996, 694–700. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.996.694>
 28. Wu, B., Ding, D., Pan, Z. et al. (2017) Effects of heat accumulation on the arc characteristics and metal transfer behavior in wire arc additive manufacturing of Ti6Al4V. *J. of Materials Processing Technology*, 250, 304–312. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.07.037>
 29. Wua, B., Pana, Z., Dingb, D. et al. (2018) The effects of forced interpass cooling on the material properties of wire arc additively manufactured Ti6Al4V alloy. *J. of Materials Processing Technology*, 258, 97–105. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.03.024>
 30. Reisgen, U., Sharma, R., Oster, L. (2019) Plasma multiwire technology with alternating wire feed for tailor-made material properties in wire and arc additive manufacturing. *Metals*, 9(7), 745. DOI: <https://doi.org/10.3390/met9070745>
 31. Qi, Z., Cong, B.Q., Qi, B. et al. (2018) Microstructure and mechanical properties of 1 double-wire + arc additively manufactured Al–2 Cu–Mg alloys. *J. of Material Processing Technology*, 255, 347–353. DOI: <https://10.1016/j.jmatprotec.2017.12.019>
 32. Korzhik, V.M., Grynyuk, A.A., Khaskin, V.Yu. et al. (2023) Influence of the speed of plasma-arc welding at a variable polarity asymmetrical current on the formation of joints of high-strength aluminium alloys. *The Paton Welding J.*, 8, 17–28. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2023.08.02>

PLASMA-ARC TECHNOLOGIES OF ADDITIVE SURFACING (3D PRINTING) OF SPATIAL METAL PRODUCTS: APPLICATION EXPERIENCE AND NEW OPPORTUNITIES

V.M. Korzhik¹, A.A. Grynyuk¹, V.Yu. Khaskin¹, O.M. Voytenko¹, O.M. Burlachenko¹, O.O. Khuan^{2,3}

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

² E.O. Paton Institute of Materials Science and Welding, National Technical University of Ukraine “Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”. 37 Beresteiska Ave., Kyiv, 03056, Ukraine.

³ Paton Research Institute of Welding Technologies in Zhejiang Province: People’s Republic of China, Zhejiang Province, Hangzhou City, Xiaoshan District, St. Shixing Beilu 857, office. 426.

The growing relevance of 3D printing of finished metal products in recent years is due to the reduction of costs for manufacturing, machining, changing the standard sizes and nomenclature of parts, the possibility of obtaining solid parts with complex internal geometry. One of the most promising 3D printing processes, which provides a wide range of productivity (0.02 - 25 kg/h and more) with the possibility of surfacing a wall with a thickness of 2-20 mm, is additive plasma-arc surfacing (APDN) with wires and powder materials. The work examines the current state of research on additive manufacturing of metal parts from steels and alloys, determines the state and prospects for the development of APDN. It is shown that APDN allows performing 3D printing using a wide range of implant materials, in particular, compact and composite (powder) wires, powders of light alloys and refractory metals, composite powders and mechanical mixtures of powders of alloys, metal ceramics, carbides, borides, etc. New opportunities for the application of APDN include development of technologies for growing products from materials with gradient functional properties, from dissimilar materials, with accompanying modification of the deposited metal by additional processing, improving the properties of the deposited metal due to the use of hybrid processes. The state of innovative developments of APDN technologies and equipment carried out at the E.O. Paton Electric Welding Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine, and their industrial implementation is highlighted. 32 Ref., 5 Tabl., 22 Fig.

Keywords: additive manufacturing, 3D printing, plasma arc surfacing, steel, nickel, aluminum, titanium alloys, structure, mechanical properties, gradient functional properties, equipment.

Надійшла до редакції 26.10.2023

ВПЛИВ МЕТОДІВ GMAW І PAW АДИТИВНОГО ДУГОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ ТА СКЛАДУ ЗАХИСНОГО ГАЗУ НА ГЕОМЕТРИЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОВЕРХОНЬ І СТРУКТУРУ МЕТАЛУ ВИРОБІВ

В.В. Квасницький, І.М. Лагодзінський

НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, просп. Берестейський, 37.
E-mail: kvas69@ukr.net

З розвитком WAAM (Wire Arc Additive Manufacturing) технологій постає необхідність забезпечення стабільності характеристик якості просторових виробів та бажано отримати на виході поверхню з найменшою геометричною нерівномірністю. Дугове наплавлення, зокрема з короткими замиканнями (Cold Metal Transfer – CMT), та імпульсно-дугове наплавлення (Pulse процес) дозволяють підвищити контроль поведінки розплаву зварювальної ванни, зменшити витрати матеріалу на розбризування та угар, що забезпечує збільшення продуктивності процесу. Разом із цим, актуальними є дослідження щодо закономірностей впливу методів дугового наплавлення, зокрема технологій CMT, Pulse та PAW, і складу захисного газового середовища на геометричні характеристики сформованих шарів, структуру наплавленого металу та схильність до утворення дефектів. Аналіз геометричних характеристик зразків свідчить, що склад захисної газової суміші має суттєвий вплив на висоту наплавлених шарів незалежно від методу наплавлення (CMT/Pulse). Так, для суміші M11 висота окремих валиків збільшується на 10,4...11,7 % у порівнянні з використанням суміші M21. Застосування імпульсного струму призводить до збільшення на 10...11 % ширини валиків у порівнянні з CMT процесом. Металографічні дослідження свідчать про типову для багатошарового наплавлення структуру металу виробів. Чіткої межі між окремими шарами наплавленого металу не виявлено. Бібліогр. 18, табл. 2, рис. 9.

Ключові слова: WAAM, GMAW, Cold Metal Transfer, плазма, адитивні технології, 09Г2С, пошарове наплавлення, захисна газова суміш

Вступ. Стрімкий розвиток промисловості вимагає оптимізації існуючих технологічних процесів виготовлення не тільки одиничних виробів (прототипів, моделей), але й серійних виробів. Проте з точки зору серійного виробництва виникає проблема співвідношення вартості сировини, витраченої на побудову виробу, та вартості кінцевого виробу. Тобто кількість відходів, що залишаються після фінішної обробки виробу, суттєво впливає на вартість кожної одиниці готової продукції. Іншими словами, необхідно зменшити коефіцієнт BTF – Buy to Fly, який використовується в аерокосмічній промисловості, що забезпечить зменшення кількості відходів після чистової обробки [1].

Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) – різновид технології адитивного виробництва, що заснований на використанні дугових джерел тепла та компактного присадного матеріалу [2]. Процеси адитивного дугового виробництва з використанням електричної дуги (WAAM) засновані на принципі пошарового наплавлення валиків. На відміну від процесу зварювання, де головну роль відіграє глибина проплавлення та заповнення розробки крайок присадним металом, при адитивних процесах навпаки намагаються отримати найменше проплавлення основи (субстрату) та переміщення металу наступного шару з попереднім.

Квасницький В.В. – <http://orcid.org/0000-0002-7756-5179>, Лагодзінський І.М. – <https://orcid.org/0000-0002-7986-9440>
© В.В. Квасницький, І.М. Лагодзінський, 2023

Також намагаються досягти найбільш можливої висоти при побудові кожного окремого валика.

Суттєвого розвитку набули технології Gas Metal Arc Welding (GMAW) наплавлення плавким електродом у середовищі захисних газів. Цей спосіб передбачає безперервне подавання та плавлення дроту суцільного перерізу в атмосфері захисного газу. Таким чином, наплавлення здійснюється за допомогою нагрівання електричною дугою та безперервного плавлення присадного дроту, який наплавляється на поверхню основи. Зварювальна ванна та дуга існують в атмосфері активних чи інертних захисних газів. Процес дозволяє в широких межах регулювати механічні властивості отриманих виробів шляхом застосування для наплавлення різноманітної номенклатури зварювальних матеріалів. Основними перевагами використання GMAW технологій при адитивному виробництві є: достатньо висока точність формування валиків при центральному (осьовому) подаванні електродного дроту; незначна кількість контрольованих параметрів режиму наплавлення, що сприяє простоті керування процесом та його автоматизації; простота, доступність та відносно низька вартість обладнання.

Проте згадані процеси мають також низку недоліків: відносно велике тепловкладення у порівнянні з висококонцентрованими джерелами тепла

(лазер, електронний промінь); наявність значного розбризкування металу в процесі наплавлення при використанні типових газів або методів [3]. Для зменшення тепловкладення в попередньо сформовані шари успішно застосовуються технологія Cold Metal Transfer (CMT) та імпульснодугові (Pulse) процеси [4]. Регулювання тепловкладення дозволяє значно розширити номенклатуру матеріалів, придатних для використання GMAW технологій.

Відомо, що для GMAW процесів характерна досить значна нерівномірність поверхні, що отримана пошаровим формуванням [5]. На геометричну точність і нерівномірність поверхні наплавлених шарів суттєвий вплив мають режими наплавлення, зокрема величина струму, напруга дуги, швидкість подачі присадного дроту та переміщення пальника [6, 7]. Також необхідно враховувати напрямок траєкторії наплавлення при генеруванні наступних шарів [8]. Окремим важливим параметром впливу є склад захисної газової суміші оскільки відомо, що наявність кисню змінює значення поверхневого натягу розплаву металу зварювальної ванни.

Основна роль газових сумішей при GMAW процесах полягає у захисті розплаву металу зварювальної ванни від взаємодії з газами навколишнього середовища. Також склад захисного газу суттєво впливає на ступінь іонізації дугового проміжку, і, як наслідок, на стабільність горіння дуги. Автори роботи [9] підтвердили вплив складу захисного газу на процес перенесення металу через зварювальну дугу та на геометричну форму наплавлених валиків. Питання впливу компонентів захисних газових сумішей на формування та нерівномірність поверхні при адитивному вирощуванні виробів були розглянуті в роботі [10] щодо виробів з низьковуглецевої сталі типу 09Г2С. Автори зазначають, що суттєвий вплив на нерівномірність поверхні має також теплопровідність кожного конкретного газу в суміші. Так, гази з найменшим значенням величини теплопровідності, зокрема Ar, сприяють меншому тепловкладенню та, як наслідок, розтіканню металу зварювальної ванни. При застосуванні CMT процесу, досягається зменшення відхилення від прямолінійності утворюючої валиків у вертикальному напрямку та зменшуються втрати присадного матеріалу на розбризкування, що підвищує коефіцієнт використання матеріалу. Автори роботи [11] також підтвердили, що гази, які мають більшу теплопровідність, зокрема He, при додаванні до газових сумішей складу Ar-CO₂ хоч і призводять до зменшення радіуса дугової плями, що сприяє формуванню вузькіших валиків, також викликають збільшення глибини проплавлення попередньо сформованих шарів. У результаті спостерігається значне відхилення геометричної форми сформованих стінок виробів при послідовному наплавленні наступних шарів. З точки зору ефективного використан-

ня матеріалу цей вплив має негативний характер, оскільки при фінішній механічній обробці збільшується кількість відходів металу. Окрім впливу на геометричну форму валиків, різні газові суміші суттєво впливають на формування структури наплавленого металу. Так, у [12] автори розглянули вплив вмісту вуглекислого газу у суміші з аргоном на формування структури наплавленого металу для високоміцних сталей (міцністю до 950 МПа). Авторами визначено співвідношення вмісту голчастого та відманштеттового фериту і встановлено, що зі збільшенням концентрації CO₂ у складі захисного газу збільшується кількість відманштеттового фериту. У [13–15] за результатами власних досліджень автори підтвердили вплив складу газових сумішей на формування структури наплавленого металу. Зокрема, у [13] наведено порівняння геометричних характеристик і кількості окремих структурних складових у наплавленому металі. Важливою характеристикою є величина нерівномірності поверхні зразків, що вимагає введення необхідного припуску на обробку поверхні для отримання готового виробу. Проте при дослідженні впливу складу газових сумішей на геометричні характеристики наплавлених шарів при адитивному наплавленні, як правило, розглядають лише GMAW наплавлення або його різновид CMT процес. У літературі наявні обмежені відомості щодо впливу складу газового середовища при використанні Pulse процесу [16].

Мета роботи – встановлення закономірностей впливу GMAW-CMT/Pulse та PAW способів дугового наплавлення та складу захисного газового середовища на геометричні характеристики поверхонь виробів з низьковуглецевої сталі 09Г2С, структуру наплавленого металу та схильність до утворення дефектів.

Для досягнення мети необхідно було виконати наступні завдання:

- проаналізувати наявні в літературі відомості щодо особливостей формування геометричної форми та структури металу, схильність до утворення дефектів стінок виробів, отриманих із застосуванням WAAM технологій адитивного виробництва з нагріванням компактного присадного матеріалу дуговими джерелами тепла;
- отримати зразки пошарово наплавленого металу із застосуванням GMAW-CMT/Pulse та PAW способів дугового наплавлення в середовищі активних газових сумішей M11 та M21 та дроту суцільного перетину з низьковуглецевої сталі 09Г2С;
- дослідити геометричні характеристики поверхонь отриманих зразків;
- дослідити особливості структурної будови металу зразків, отриманих GMAW-CMT/Pulse та PAW способами дугового наплавлення, та схильність до утворення дефектів.

Методика експериментів. У дослідженнях з GMAW та PAW наплавлення використано експериментальний стенд для наплавлення валиків прямолінійної форми (рис. 1, а). У якості джерела живлення використовували установку Fronius TransPulse Synergic 2700 у поєднанні зі зварювальним пальником PullMig CMT MHP 400i. Для плазмового наплавлення використано спеціалізований плазмовий пальник, розроблений компанією ТОВ «НВЦ «Плазер» (рис. 1, б), у поєднанні з джерелом живлення Tetrix 421 та модулем підпалу чергової дуги Fronius. Конструкція пальника забезпечує бокову подачу присадного дроту, таким чином реалізується процес PAW-CW (Cold Wire) наплавлення. подача присадного дроту забезпечувалась окремим блоком подавання з синхронним пуском. Наплавлення зразків GMAW способами методами Pulse та CMT здійснювали шляхом послідовного формування окремих шарів у зворотньо-поступальному напрямку. Для PAW способу переміщення для формування кожного нового шару є одностороннім. Діаметр електродного дроту для усіх використаних марок присадних дротів залишався незмінним і складав $d_e = 1,2$ мм, довжина сформованих стінок ~ 100 мм, кількість шарів – 50.

Наплавлення шарів методами GMAW-CMT/Pulse проводили на пластинах зі сталі E235-C (Ст3сп) завтовшки 10 мм. Пошарове наплавлен-

ня виконували електродним дротом суцільного перерізу типу G3Si1 (Св-09Г2С). Для визначення впливу складу газового захисного середовища на геометричні характеристики наплавлених шарів та формування структури наплавленого металу при адитивному напавленні низьковуглецевих сталей застосовано газові суміші M21 (Ar 82 % + CO₂ 18 %) та M11 (Ar 98 % + CO₂ 2 %) як найрозповсюдженіші в зварювальному виробництві. Для кожної з газових сумішей виконано наплавлення трьох зразків методами CMT та Pulse.

Також було виготовлено зразки плазмово-дуговим наплавленням дроту суцільного перерізу. Застосовували метод PAW-CW (Cold Wire) наплавлення для виготовлення зразків з низьковуглецевої сталі. Зразки наплавляли на підкладки у вигляді пластин зі сталі E 235-C (Ст3сп) завтовшки 10 мм. У якості присадного матеріалу використовували дріт типу G3Si1 (Св-09Г2С). Враховуючи особливості плазмового пальника, а саме можливість окремого подавання плазموутворюючого та захисного газу, при дослідженнях в якості плазмоутворюючого газу застосовували аргон, а в якості захисного газу – суміш M11 (Ar 98 % + CO₂ 2 %). Режими пошарового наплавлення зразків наведено в табл. 1. Розрахунковим шляхом визначено погонну енергію наплавлення зразків (табл. 1)

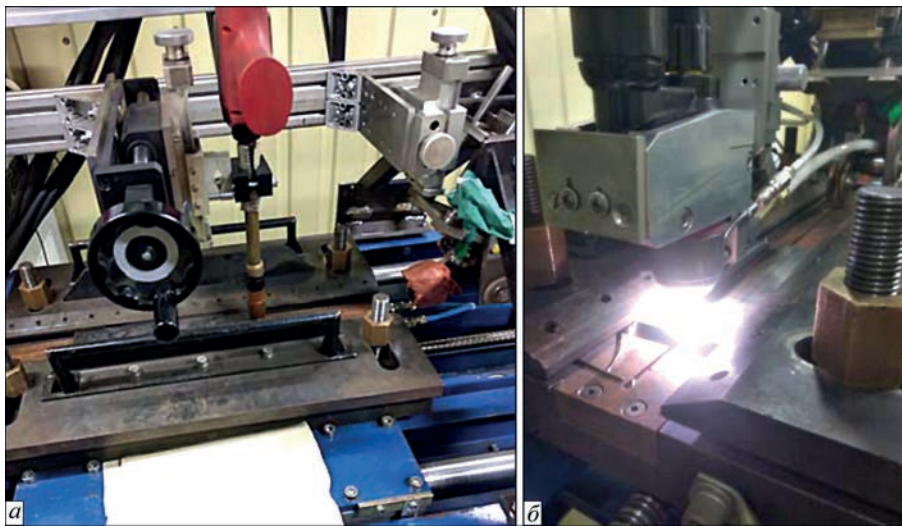


Рис. 1. Експериментальний стенд: а – навісне обладнання для GMAW наплавлення; б – плазмовий пальник для PAW-CW наплавлення

Таблиця 1. Режими пошарового дугового наплавлення зразків

Спосіб	Присадний матеріал	Захисний газ	Погонна енергія, Дж/мм	Струм, А	Напруга, В	Діаметр сопла, мм	Швидкість подачі дроту $V_{п.д.}$, м/хв	Швидкість наплавлення $V_{за}$, мм/хв	Витрати газу, л/хв
GMAW-CMT	G3Si1 (Св-09Г2С)	M21	157	131	12	16	3,5	600	15
		M11	146	133	11				
GMAW-Pulse		M21	240	120	20				
		M11	262	131	20				
PAW-CW	Ar	262	202	13	4	3,5	600	0,6	
	M11							15	

При виборі температурних умов наплавлення окремих шарів обрано стратегію міжшарового охолодження до 120 °С, запропоновану в [17]. Охолодження кожного окремого шару здійснювалось з метою уникнення надлишкового перегріву попередньо наплавлених шарів.

Після наплавлення зі сформованих стінок механічним шляхом із застосуванням змащувально-охолоджуючої рідини для уникнення перегріву та спотворення структури металу вирізали зразки для досліджень мікро- та макроструктури. Визначення структури металу зразків проводили шляхом хімічного травлення в 4 %-му спиртовому розчині азотної кислоти (HNO_3). Дослідження проводили на металографічному оптичному мікроскопі Neophot-32. Металографічне дослідження неметалевих включень в металі здійснювалось за шкалами відповідно до ГОСТ 1778-70. Визначення розміру зерна проводили шляхом порівняння зі шкалами ГОСТ 5639-82. Твердість фазових складових вимірювали за методом Віккерса за допомогою мікротвердоміру LECO M-400.

Результати досліджень та їх обговорення. Представлені результати аналізу зміни геометричних характеристик наплавлених зразків в залеж-

ності від параметрів режимів наплавлення, застосованого методу GMAW наплавлення (СМТ або Pulse) у поєднанні з різними захисними середовищами наведено на рис. 3–6. Ці залежності є досить важливими, адже вони пов'язані з кількістю матеріалу, який витрачається на чистову обробку згенерованої заготовки виробу, оскільки при адитивному наплавленні створюється форма практично готової деталі чи виробу з припуском на чистову обробку. Для оцінювання геометричних характеристик виробів обрано запропонований у роботі [10] підхід з використанням параметрів ефективної висоти та ефективної ширини стінки (рис. 2). За аналогією з триботехнікою, для оцінки геометричних характеристик утвореної поверхні виробів застосовано показник максимального значення відхилення профілю стінки з обох боків від центральної осі (рис. 2). Чим менший показник відхилення, тим більше форма заготовки наближається до форми готового виробу та вища ефективність використання матеріалу. Адже при чистовій обробці у відходи йде припуск на обробку та матеріал, що являє собою лускату поверхню наплавленого виробу.

Особливістю перебігу GMAW-СМТ процесу (металоперенос з короткими замиканнями) є фактично повне виключення явища розбрикування металу в процесі наплавлення. Однак зі зміною складу газової суміші змінюється теплопровідність газового середовища та, як наслідок, рівень тепловкладення у зварювальну ванну. Заміна захисного газу з суміші M21, де 18 % CO_2 (рис. 3, а) на M11 з 2 % CO_2 (рис. 3, б) сприяє зменшенню ефективної ширини кожного окремого наплавленого валика з 3,92 мм (для M21) до 3,68 мм (для M11). Одночасно збільшується ефективна висота стінки з 68,1 мм при суміші M21 до 75,2 мм при застосуванні суміші M11 (рис. 6). З точки зору якості утвореної поверхні (рис. 3, а, б), зміна га-

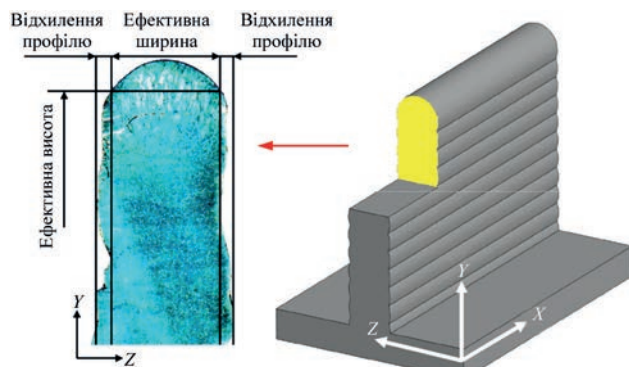


Рис. 2. Визначення параметрів ефективної висоти, ефективної товщини та максимального відхилення профілю

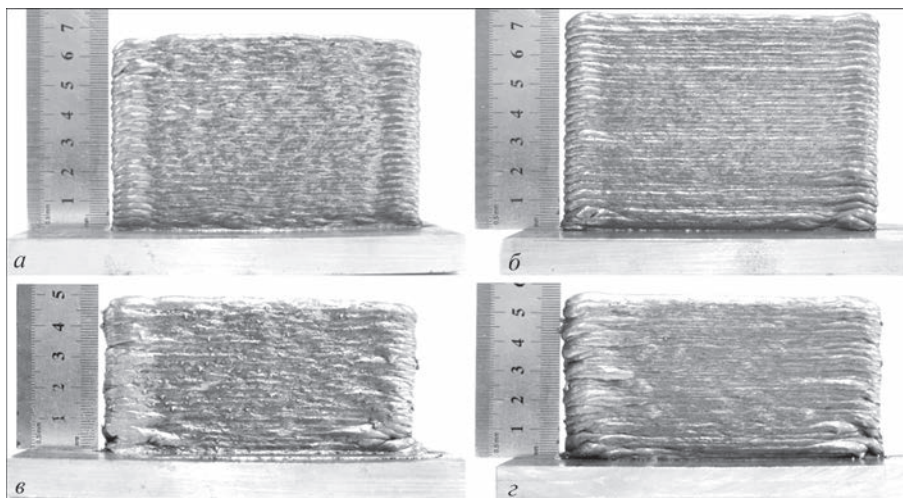


Рис. 3. Зразки з низьковуглецевої сталі 09Г2С (G3Si1), виготовлених різними методами наплавлення при застосуванні газових сумішей M21 та M11: а – GMAW-СМТ, газ M21; б – GMAW-СМТ, газ M11; в – GMAW-СМТ, газ M21; г – GMAW-Pulse, газ M21

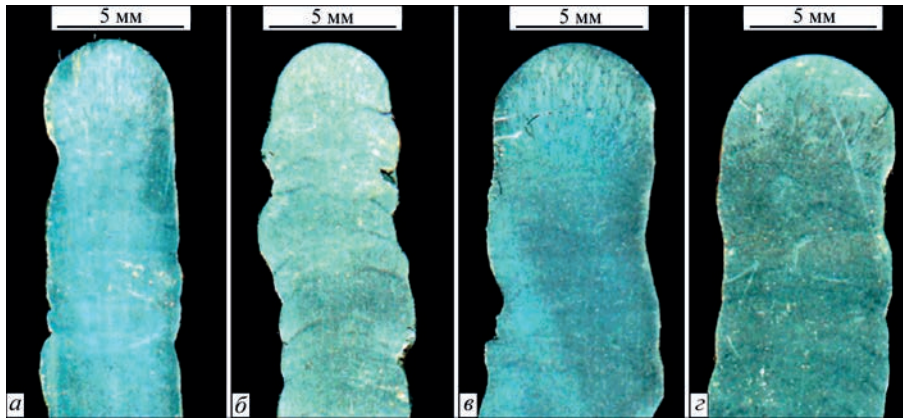


Рис. 4. Макроструктура зразків з низьковуглецевої сталі 09Г2С (G3Si1), виготовлених різними методами наплавлення при застосуванні газових сумішей M21 та M11: а – GMAW-CMT, газ M21; б – GMAW-CMT, газ M11; в – GMAW-CMT, газ M21; г – GMAW-Pulse, газ M21

зової суміші M21 на M11 призводить до суттєвого збільшення показників відхилення профілю стінки (рис. 6). Враховуючи низьку теплопровідність аргону, при зменшенні його частки в суміші з вуглекислим газом, який має більшу теплопровідність, у комбінації зі зменшеним тепловкладенням при застосуванні GMAW-CMT процесу, час існування зварювальної ванни зменшується. Це призводить до зменшення обсягу переплавленого металу попередніх шарів та нерівномірного розтікання металу зварювальної ванни з наступною кристалізацією. Такий механізм впливу теплопровідності газового середовища пояснює взаємозв'язок між ефективною висотою, ефективною шириною та відхиленням профілю стінок, що частково підтверджується результатами інших досліджень [10].

Процес пошарового формування виробів з використанням газової суміші M21 при застосуванні GMAW-Pulse процесу (рис. 3, в) супроводжується активним розбризуванням металу. Інтенсивне розбризування пояснюється наявністю значної кількості (18 %) вуглекислого газу та імпульсною подачею електричного струму [18]. Заміна захисного газового середовища на суміш M11 (рис. 3, г) суттєво зменшує розбризування в процесі наплавлення. Як наслідок, на рис. 6 можна спостерігати чітку залежність ефективною висоти стін-

ки від складу застосованої газової суміші. Ця залежність схожа з результатами отриманими при GMAW-CMT процесі наплавлення.

Цікавою є залежність зміни ефективною товщини стінки від складу газового середовища. Так, на відміну від GMAW-CMT процесу (рис. 4, а, б), в імпульсному режимі застосування суміші M11 призводить до збільшення ефективною товщини виготовленої стінки на 10...11 %. Значення ефективною ширини сягає 5,1 мм (рис. 4, г) при застосуванні суміші M11 і зменшується у порівнянні зі зразками, отриманими із застосуванням суміші M21 – 4,8 мм (рис. 4, в). Як і у випадку з ефективною

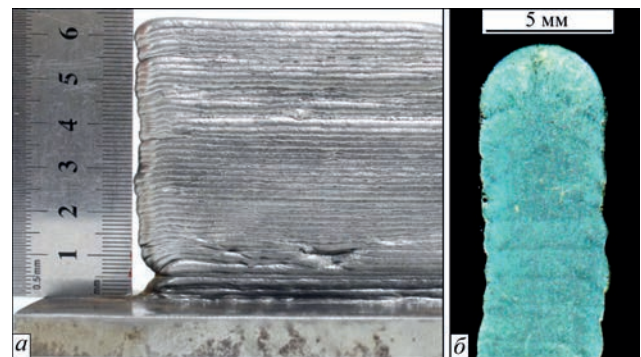


Рис. 5. Наплавлений PAW-CW способом зразок зі сталі 09Г2С (G3Si1): а – загальний вигляд бокової поверхні; б – поперечний макрошліф

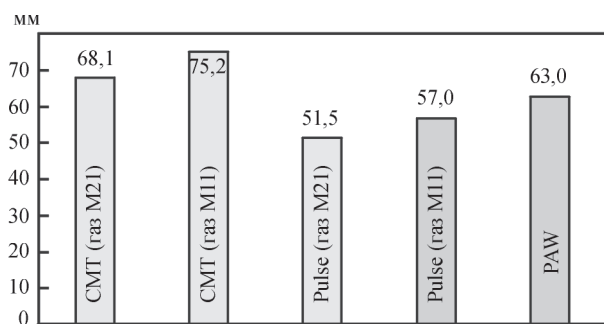
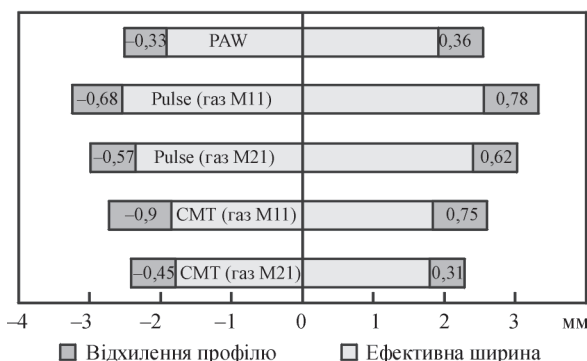


Рис. 6. Залежність ефективною товщини стінок (а) та їх ефективною висоти (б) при адитивному наплавленні сталі 09Г2С (G3Si1) GMAW-CMT/Pulse та PAW-CW методами в захисних газових сумішах M21 та M11

ною висотою, це пов'язано зі значним зменшенням втрат металу на розбризкування при зменшенні вмісту вуглекислого газу у складі газової суміші.

Зміна вмісту вуглекислого газу в суміші суттєво вплинула на значення відхилення профілю бокової поверхні стінки. Для суміші M11 та M21 відхилення профілю стінки складають 0,68...0,78 та 0,57...0,62 мм відповідно (рис. 6).

Для порівняння з GMAW-Pulse/CMT процесами виготовлено стінку PAW-CW наплавленням при незмінних параметрах швидкості зварювання ($V_{зв} = 600$ см/хв) та швидкості подачі дроту ($V_{п.д.} = 3,5$ м/хв) (рис. 5).

На рис. 6 представлено результати досліджень щодо визначення залежності ефективної товщини стінок (рис. 6, а) та ефективної висоти стінок (рис. 6, б) зразків. Аналіз отриманих результатів свідчить, що у порівнянні з GMAW процесами, стінка, виготовлена PAW-CW наплавленням, має найменший показник відхилення профілю бокової поверхні.

Мікроструктурний аналіз зразків з низьковуглецевої сталі виконували на шліфах, які вирізали з трьох окремих зон: останній наплавлений шар, перехідна зона між останнім шаром та попередніми шарами, зона попередніх переплавлених шарів.

Практично у всіх зразках виявлено дрібні неметалеві включення округлої форми (рис. 7, а, б). При металографічному дослідженні встановлено, що дані включення є оксидами та силікатами, які досить рівномірно розподілені по всьому поперечному перерізу зразків. Кількість і розмір виявлених включень менше балу № 1 (за шкалою згідно з ГОСТ 1778-70). Крім поодиноких включень спостерігаються також поодинокі ланцюжки (рис. 7, б, г) і компактні скупчення оксидних і силікатних включень (рис. 7, б, г). У зразках, отриманих

GMAW-CMT/Pulse процесами наплавлення в захисній газовій суміші M11, включення мають неправильну форму, їх склад відрізняється від складу простих хімічних сполук, зокрема оксидів та силіцидів (рис. 7, в). Їх розміри перевищують розміри оксидів і силікатів в цих зразках.

Мікроструктура металу досліджених зразків сталі 09Г2С (G3Si1) є характерною для багатошарових наплавлень – стовбчаста структура литого металу, яка вказує на направленість кристалізації із рідкого стану, спостерігається лише в останньому наплавленому шарі (рис. 8, а, г, ж, і). Найбільш дрібнодисперсна структура (рис. 8, а, б, в) наплавненого металу формується при застосуванні GMAW-CMT методу у сполученні з газовою сумішшю M21. Мікроструктура на ділянках останнього шару наплавлення являє собою виділення полігонального фериту (інколи з орієнтацією по Відманштетту) та дисперсного перліту по границях кристалітів. Бал феритного зерна відповідає №№9-10 за ГОСТ-5639-82. Частка відманштетового фериту у зразках, наплавлених GMAW-Pulse методом (рис. 8, ж, і), більша, ніж для зразків, отриманих GMAW-CMT наплавленням з однаковою газовою сумішшю. У тілі кристалітів утворюється декілька форм фериту – полідричний та дві модифікації пластинчастого – з впорядкованою та з неупорядкованою другою фазою. Між собою мікроструктура зразків відрізняється розмірами кристалітів, шириною виділень полігонального фериту по границях кристалітів та кількістю інших феритних форм, а також мікротвердістю наплавненого металу. Розмір кристалітів коливається у межах: 80...130 мкм для GMAW-Pulse методу, 60...80 мкм для GMAW-CMT з газом M21 та 80...160 мкм для GMAW-CMT методу в захисній газовій суміші M11.

Перехідна зона складається з металу зі змінною структурою (область перекриття), яка виникла в результаті теплового впливу при накладен-

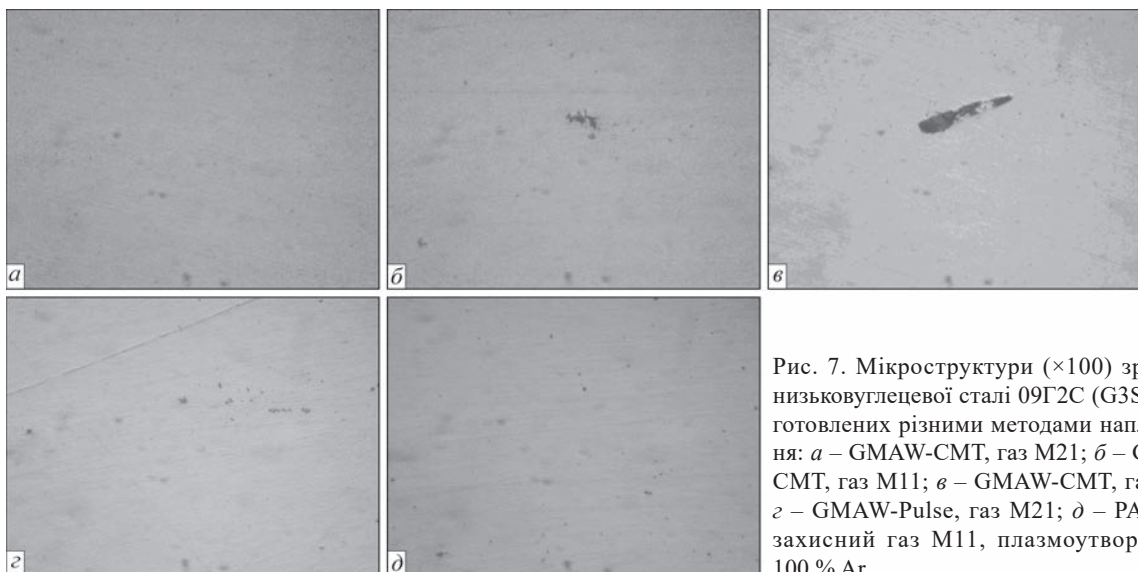


Рис. 7. Мікроструктури ($\times 100$) зразків з низьковуглецевої сталі 09Г2С (G3Si1), виготовлених різними методами наплавлення: а – GMAW-CMT, газ M21; б – GMAW-CMT, газ M11; в – GMAW-CMT, газ M21; г – GMAW-Pulse, газ M21; д – PAW-CW, захисний газ M11, плазмoутворюючий 100 % Ar

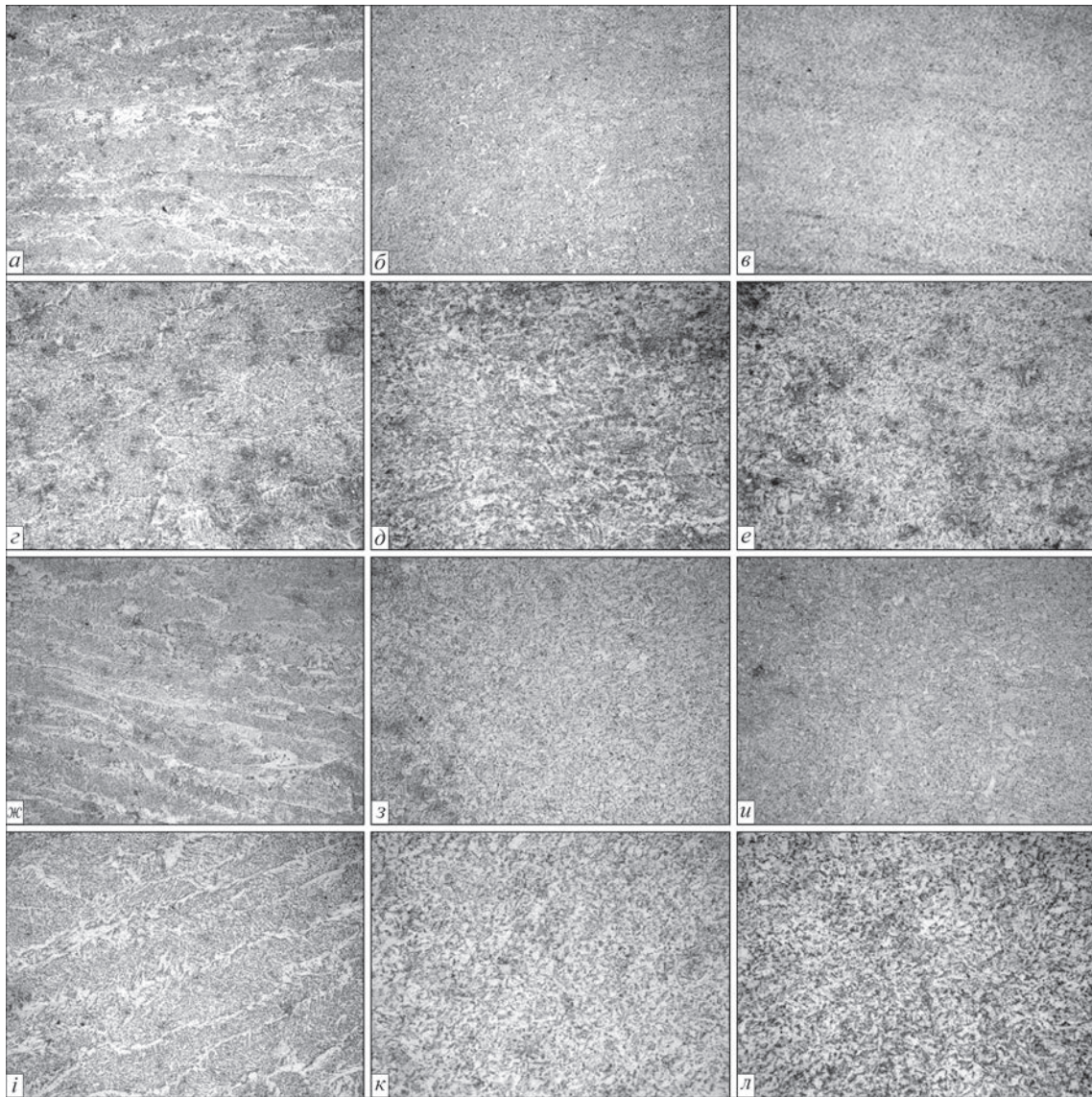


Рис. 8. Мікроструктури ($\times 800$) металу зразків, виготовлених пошаровим GMAW-CMT/Pulse наплавленням у комбінації з різними газовими сумішами: *a* – GMAW-CMT, газ M21; *б* – GMAW-CMT, газ M21; *в* – GMAW-CMT, газ M21; *г* – GMAW-CMT, газ M11; *д* – GMAW-CMT, газ M11; *е* – GMAW-CMT, газ M11; *ж* – GMAW-Pulse, газ M21; *з* – GMAW-Pulse, газ M21; *и* – GMAW-Pulse, газ M21; *і* – GMAW-Pulse, газ M21 – останній наплавлений шар; *к* – GMAW-Pulse, газ M21 – перехідна зона; *л* – GMAW-Pulse, газ M21 – попередні шари

ні кожного наступного шару. Ця зона в основному складається з фрагментарних залишків направленої стовбчастої структури (рис. 8, *б*, *д*, *з*, *к*). Структура є подрібненою, зернистою, феритно-перлітною зі значним вмістом фериту. Таким чином, у перехідній зоні порушується стовбчаста будова структури наплавленого металу, утворюється дезорієнтована дрібнозерниста структура. В усіх зразках чітко вираженої межі з'єднання шарів не спостерігається. Така структура повинна мати підвищений опір руйнуванню.

У попередніх шарах подекуди зберігається орієнтованість структури, що є характерною для литого металу (рис. 8, *в*, *е*, *и*, *л*). Мікроструктура отриманих зразків відрізняється величиною феритного зерна, у перехідній зоні та попередніх шарах бал зерна № 7-8 за ГОСТ-5639-82 для зраз-

ків, отриманих GMAW-Pulse, та № 9 для GMAW-CMT наплавлення.

Найвища мікротвердість наплавленого металу за шкалою HV1 є характерною для зразків, наплавлених методом GMAW-CMT, при застосуванні захисної газової суміші M11 (1840...2082 МПа). Мікротвердість зразків, наплавлених з імпульсною подачею зварювального струму, варіюється у межах 1618...1922 МПа.

Мікроструктура зразків наплавленого методом PAW-CW металу схожа зі структурною будовою зразків, отриманих GMAW-CMT/Pulse наплавленням. Найменша мікротвердість металу серед усіх досліджених зразків на рівні 1766...1885 МПа спостерігається при PAW-CW наплавленні. Мікроструктура останнього шару складається з масивних виділень полігонального фериту, значна частка якого має орієнтацію по Відманштетту, та

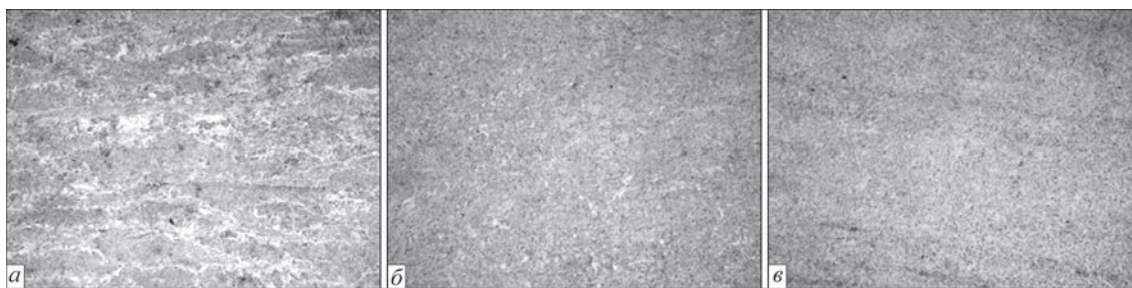


Рис. 9. Мікроструктури ($\times 800$) металу зразка, виготовленого пошаровим PAW-CW наплавленням: *a* – останній шар; *b* – перехідна зона; *c* – попередні шари

Таблиця 2. Середні значення мікротвердості наплавлених зразків, МПа

Спосіб наплавлення та склад захисної газової суміші	Останній шар		Перехідна зона	Попередній шар
	Феритна складова	Тіло кристалів	Феритна складова	Феритна складова
GMAW-CMT (82 %Ar + 18 %CO ₂)	1760	2032	1748	1602
GMAW-CMT (98 %Ar + 2 %CO ₂)	2083	2238	1895	1840
GMAW-Pulse (82 %Ar + 18 %CO ₂)	1923	2046	1740	1618
GMAW-Pulse (98 %Ar + 2 %CO ₂)	1885	2093	1785	1766
PAW-CW (захисний газ: 98 %Ar + 2 %CO ₂) (плазмотворюючий газ – 100 % Ar)	1745	1812.5	1580	1687

дисперсного перліту, розподіленого по границях кристалітів (рис. 9, *a*). Останній шар складається з дендритів подовженої форми. У перехідній зоні та попередньому шарі спостерігається майже однорідна область перекривання шарів. Структура феритно-перлітна, кількість фериту в структурі значно перевищує кількість перліту (рис. 9, *b*). У нижній частині наплавленого зразка на відстані близько 1 мм від підкладки спостерігається феритно-перлітна структура (рис. 9, *c*) з балом зерна № 9.

Твердість металу наплавлених зразків наведено в табл. 2.

Аналіз даних мікротвердості фазової складової свідчить про наявність впливу повторного проходження джерела тепла на попередньо наплавлені шари. Так, мікротвердість попередніх шарів знижується відносно останнього шару внаслідок повторного нагріву та наступного відпуску під впливом тепла наступних шарів наплавленого металу. Максимальну твердість близько 2083 МПа мають поверхневі шари наплавленого GMAW-CMT методом в суміші M11 дротом G3Si1 (09Г2С) металу.

Висновки

1. Встановлено вплив CMT та Puls методів GMAW способу наплавлення на геометричні характеристики наплавлених шарів зі сталі G3Si1 (09Г2С). Найбільшу висоту наплавлених зразків (~ 75 мм) при послідовному напавленні 50-ти шарів та мінімальну товщину стінок до 4,6 мм забезпечує GMAW-CMT наплавлення. Заміна захисної газової суміші M11 на M21 призводить до зменшення висоті стінок до 68 мм. Ефективна ширина стінок наплавленого в суміші M21 металу складає ~ 4 мм, а в суміші M11 $\sim 3,6$ мм. Заміна суміші M21 на M11 супроводжується суттєвим

збільшенням відхилення профілю – з 0,31...0,45 до 0,75...0,9 мм. Формування шарів з максимальною висотою пов’язане з меншим у порівнянні з іншими дослідженими методами тепловкладенням, що призводить до зменшення глибини проплавлення металу попередньо наплавленого шару та мінімальним розбризкуванням металу, особливо в суміші M11 з мінімальним вмістом CO₂.

2. При GMAW-Pulse напавленні сталі G3Si1 (09Г2С) висота стінок є мінімальною, а ефективна ширина досягає максимальних значень. Заміна газової суміші з M11 на M21 призводить до зменшення ефективної ширини стінок з одночасним зменшенням відхилення профілю з 0,68...0,78 до 0,57...0,62 мм. Максимальні значення відхилення профілю характерні для GMAW наплавлення при застосуванні суміші M11. Плазмове наплавлення з холодним дротом (PAW-CW) забезпечує проміжні значення висоти стінок до 63 мм та ефективну ширину $\sim 4,4$ мм. Відхилення профілю при PAW-CW напавленні є мінімальним з розглянутих варіантів і складає 0,33...0,36 мм.

3. При напавленні низьковуглецевої сталі типу G3Si1 (09Г2С) GMAW-CMT/Pulse та PAW-CW методами у всіх випадках формується щільна структура металу, в якій виявлено дисперсні неметалеві включення оксидів і силікатів округлої форми, які рівномірно розподілені по всьому перерізу зразків. Кількість і розмір виявлених включень менше балу № 1 (за шкалою згідно з ГОСТ 1778-70). На окремих ділянках спостерігаються ланцюжки і компактні скупчення включень. Структура наплавленого металу є феритно-перлітною. Останній напавлений шар має стовпчасту структуру, яка є характерною для литого металу. У перехідній зоні спостерігається дезорієнтована дрібнозерниста структура з фрагментар-

ними залишками орієнтованих стовпчастих структур, а в раніше сформованих шарах під впливом наступних циклів наплавлення формується дезорієнтована дрібнозерниста структура. В усіх зразках чітко вираженої межі з'єднання шарів не спостерігається.

4. Максимальні значення мікротвердості є характерними для останніх наплавлених шарів при всіх досліджених способах і при GMAW-CMT наплавленні в газовій суміші M11 досягають 2083...2238 МПа. Величина мікротвердості металу зменшується при переході до раніше наплавлених шарів, що пов'язано з повторною дією термічного циклу при багатопрохідному наплавленні. При плазмовому наплавленні мікротвердість є мінімальною. Для останнього шару вона складає 1745...1813 МПа, а в попередньо сформованих шарах значення мікротвердості металу зменшуються до 1580...1687 МПа.

Список літератури/References

- Ding, D., Pan, Z., Cuiuri, D. et al. (2016) Adaptive path planning for wire-feed additive manufacturing using medial axis transformation. *J. of Cleaner Production*, 133, 942–952. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2016.06.036>
- Rodrigues, T.A., Duarte, V., Miranda, R.M. et al. (2019) Current status and perspectives on wire and arc additive manufacturing (WAAM). *Materials*, 12(7), 1121. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma12071121>
- Pan, Z., Ding, D., Wu, B. et al. (2018) Arc welding processes for additive manufacturing: A review. *Transactions on Intelligent Welding Manufacturing*, 1, 3–24. DOI: https://doi.org/10.1007/978-981-10-5355-9_1
- DebRoy, T., Wei, H.L., Zuback, J.S. et al. (2018) Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 92, 112–224. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>
- Kvasnytskyi, V., Korzyk, V., Lahodzinkyi, I. et al. (2020) Creation of volumetric products using additive arc cladding with compact and powder filler materials. *IEEE 10th International Conference Nanomaterials: Applications & Properties (NAP)*, pp. 02SAMA16-1–02SAMA16-5. DOI: <https://doi.org/10.1109/NAP51477.2020.9309696>
- Xiong, J., Li, Y., Li, R., Yin, Z. (2018) Influences of process parameters on surface roughness of multi-layer single-pass thin-walled parts in GMAW-based additive manufacturing. *J. of Materials Processing Technology*, 252, 128–136. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.09.020>
- Graf, M., Hälsig, A., Höfer, K. et al. (2018) Thermo-mechanical modelling of wire-arc additive manufacturing (WAAM) of semi-finished products. *Metals*, 8(12), 1009. DOI: <https://doi.org/10.3390/met8121009>
- Ogino, Y., Asai, S., Hirata, Y. (2018) Numerical simulation of WAAM process by a GMAW weld pool model. *Weld World*, 62, 393–401. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40194-018-0556-z>
- Rao, Z.H., Liao, S.M., Tsai, H.L. (2010) Effects of shielding gas compositions on arc plasma and metal transfer in gas metal arc welding. *J. of Applied Physics*, 107(4), 044902. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.3291121>
- Gurcik, T., Kovanda, K., Rohan, P. (2019) Influence of shielding gas on geometrical quality of WAAM technology. *METAL 2019 – 28th International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings*, pp. 715–721. DOI: <https://doi.org/10.37904/metal.2019.871>
- Bishal, S., Pudasaini, N., Roy, S. et al. (2022) Altering the supply of shielding gases to fabricate distinct geometry in GMA additive manufacturing. *Applied Sciences*, 12(7), 3679. DOI: <https://doi.org/10.3390/app12073679>
- Mvola, B., Kah, P. (2016) Effects of shielding gas control: welded joint properties in GMAW process optimization. *The International J. of Advanced Manufacturing Technology*, 88(9-12), 2369–2387. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-016-8936-2>
- Gouda, M., Takahashi, M., Ikeuchi, K. (2005) Microstructures of gas metal arc weld metal of 950 MPa class steel. *Science and Technology of Welding and Joining*, 10(3), 369–377. DOI: <https://doi.org/10.1179/174329305X40714>
- Menzel, M. (2003) The influence of individual components of an industrial gas mixture on the welding process and the properties of welded joints. *Welding International*, 17(4), 262–264. DOI: <https://doi.org/10.1533/wint.2003.3111>
- Ebrahimnia, M., Goodarzi, M., Nouri, M., Sheikhi, M. (2009) Study of the effect of shielding gas composition on the mechanical weld properties of steel ST 37-2 in gas metal arc welding. *Materials & Design*, 30(9), 3891–3895. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.03.031>
- Zhao, Y., Shi, X., Yan, K. et al. (2018) Effect of shielding gas on the metal transfer and weld morphology in pulsed current MAG welding of carbon steel. *J. of Materials Processing Technology*, 262, 382–391. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.07.003>
- Spencer, J.D., Dickens, P.M., Wykes, C.M. (1998) Rapid prototyping of metal parts by three-dimensional welding. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: *J. of Engineering Manufacture*, 212(3), 175–182. DOI: <https://doi.org/10.1243/0954405981515590>
- Tokihiko, K., Rinsei, I., Koichi, Y., Yoshinori, H. (2009) Development of low spatter CO₂ arc welding process with high frequency pulse current. *Science and Technology of Welding and Joining*, 14(8), 740–746. DOI: <https://doi.org/10.1179/136217109X449238>

INFLUENCE OF GMAW AND PAW METHODS OF ADDITIVE ARC SURFACING AND SHIELDING GAS COMPOSITION ON SURFACE GEOMETRY AND METAL STRUCTURE

V.V. Kvasnytskyi, I.M. Lagodzinskyi

NTUU «Kyiv Igor Sikorsky Polytechnic Institute, 37 Beresteiska Ave., 03056, Kyiv. E-mail: kvas69@ukr.net

With development of Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) technologies there is the need to ensure stable quality characteristics of spatial products, and it is desirable to obtain a final surface with minimal geometrical inhomogeneity. Arc surfacing, in particular the process with short-circuiting (Cold Metal Transfer – CMT), and pulse-arc surfacing (Pulse process) allow greater control of weld pool melt behaviour, and reducing material losses for spatter and burn-out, which ensures higher productivity of the process. At the same time, investigations of the regularities of the influence of arc melting methods, in particular CMT, Pulse and PAW technologies, and composition of shielding gas atmosphere on the formed layer geometry, deposited metal structure and proneness to defect formation are urgent. Analysis of sample geometry indicates that the shielding gas mixture composition has an essential influence on the deposited layer height, irrespective of the surfacing method (CMT/Pulse). So, for M11 mixture the height of individual beads increases by 0.4...11.7 %, compared to use of M21 mixture. Application of pulsed current leads to 10...11 % increase in the bead width, compared to CMT process. Metallographic studies reveal product structure typical for multilayer surfacing. No clear boundary between the deposited metal layers was found. 18 Ref., 2 Tables, 9 Fig.

Keywords: WAAM, GMAW, Cold Metal Transfer, plasma, additive technologies, 09G2S, layer-by-layer surfacing, shielding gas mixture

Надійшла до редакції 25.10.2023

3D ТЕХНОЛОГІЯ ВИРОЩУВАННЯ МОНОКРИСТАЛІВ ВОЛЬФРАМУ

В.О. Шаповалов, Ю.О. Никитенко, В.В. Якуша, О.М. Гніздило, О.В. Карускевич

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: niku80@gmail.com

Проаналізовано еволюцію рідкофазних методів вирощування монокристалів вольфраму. Показано, що методи вирощування кристалів з одним джерелом нагріву не можуть вирішити проблему виробництва кристалів промислових розмірів. Надвеликі кристали вольфраму різної конфігурації можна отримати за допомогою 3D технологій та комбінованого плазмово-індукційного нагріву. Цей метод вже застосовувався для вирощування монокристалічних пластин, заготовок для широкоформатної монокристалічної прокатки, монокристалічних зливків і тиглів. Наступним кроком стане створення технології вирощування об'ємних супервеликих монокристалів вольфраму. Бібліогр. 6, рис. 8.

Ключові слова: адитивні технології 3D, вольфрам, вирощування монокристалу, плазмово-індукційна зонна плавка, крапельний перенос

Вступ. У даний час адитивні технології 3D охоплюють практично всі сфери людської діяльності: матеріальне виробництво, медицину, науку, мистецтво. Спостерігається широкомасштабне застосування 3D технологій, особливо у машинобудуванні. Підтвердженням цього може бути виставка «Schweissen & Schneiden», яка відбулася у вересні 2023 р. у м. Ессен, Німеччина. Новітні технології активно застосовуються в разовому та дрібносерійному виробництві, впроваджуються для виготовлення деталей складної форми, наприклад лопаток турбін, крильчаток та ін. Виробники відзначають високий рівень властивостей металу виробів у зв'язку з формуванням дрібнозернистої

структури, яка може бути оцінена розміром зерна, що відповідає 6–10 номерів [1].

Вироби виготовляються з різних металів і сплавів: низько- і високолегованих та нержавіючих сталей, нікелевих сплавів, сплавів на основі алюмінію, міді тощо, а також пластмас [2]. У 3D процесі застосовуються вихідні матеріали у вигляді дроту або порошку. Джерела нагрівання, які використовуються при виготовленні металевих виробів, представлені в табл. 1.

Але при застосуванні 3D технологій при виготовленні деталей з тугоплавких металів і сплавів ($T_{пл} > 2000$ °C) виникають проблеми високого градієнту температур, що призводить до утворення внутрішніх напружень. Щодо тугоплавких металів, то відома невелика кількість робіт, у яких наведено інформацію про застосування 3D технологій для отримання виробів з молібдену, танталу, вольфраму [3, 4]. Так, у роботах наведено приклад застосування адитивної технології з наплавлення дротом (рис. 1).

Таблиця 1. Джерела нагріву, що використовуються в 3D технологіях

Вид джерела живлення	Кількість реальних процесів, %
Лазер	~ 60
Електрична дуга	~30...35
Електронний промінь	~5...10

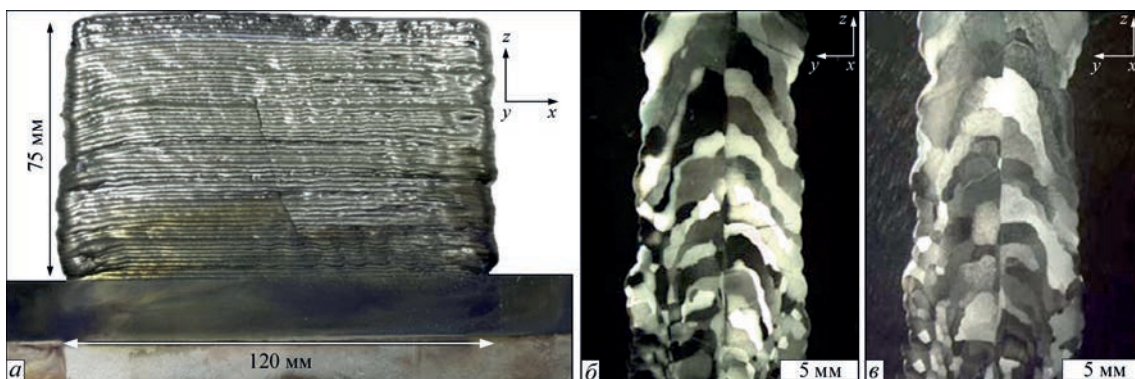


Рис. 1. Утворення крупнозернистої полікристалічної структури та тріщини від внутрішніх термічних напружень у зливку вольфраму, отриманому при наплавленні дротом та незалежною дугою (а), мікроструктура перерізу (б) та після термообробки (в)

Шаповалов В.О. – <https://orcid.org/0000-0003-1339-3089>, Никитенко Ю.О. – <https://orcid.org/0000-0002-3603-2333>, Якуша В.В. – <https://orcid.org/0000-0001-5962-9194>, Гніздило О.М. – <https://orcid.org/0000-0001-7537-6481>, Карускевич О.В. – <http://orcid.org/0000-0002-7037-5903>

© В.О. Шаповалов, Ю.О. Никитенко, В.В. Якуша, О.М. Гніздило, О.В. Карускевич, 2023

Подальше термічне оброблення зливка не вирішує проблему знаття напружень, так як починається процес рекристалізації та росту зерен.

Зливки та вироби з вольфраму не схильні до рекристалізації при нагріванні, якщо вони мають монокристалічну структуру. Традиційно монокристали вольфраму вирощують у вигляді стрижнів діаметром до 25 мм. Ураховуючи високу температуру плавлення ($W = 3690$ °К), для вирощування монокристалів з вольфраму застосовують висококонцентровані джерела електронагріву – електронний промінь або низькотемпературну плазмову дугу. Спроби виростити якісні кристали більшого діаметра закінчилися невдачею. Причиною є негативний вплив масштабного фактору, що призводить до великих внутрішніх напружень.

При збільшенні лінійних розмірів монокристалів з'являються дві проблеми – утримання на поверхні ванни розплаву, що наплавляється (вольфрам має дуже велику густину $19,3$ г/см³) та високі термомеханічні напруження в тілі монокристала (що пов'язано з великим градієнтом температур). Високі термомеханічні напруження сприяють генерації додаткової кількості дислокацій (щільність дислокацій може досягати $10^7 \dots 10^8$ см⁻²) та дезорієнтації субзерен, що значно погіршує якість структури монокристалів.

Інноваційним вирішенням проблеми стала розробка ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України – створення плазмово-індукційної 3D технології вирощування супервеликих монокристалів вольфраму та молібдену різної форми: пластин, зливків і тиглів. Теоретично метод не має обмежень за розмірами кристалів, що вирощуються. На практиці це можливо реалізувати за умови правильної організації підігріву та створення заданих теплових умов. На рис. 2 представлено схему установки для адитивного вирощування монокристалів тугоплавких металів у вигляді пластин із застосуванням плазмово-індукційного способу.

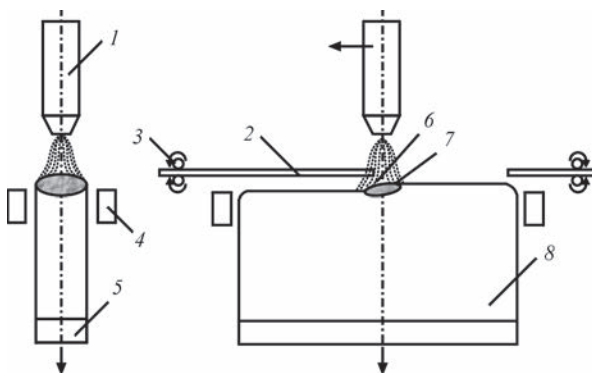


Рис. 2. Схема установки для адитивного вирощування монокристалів тугоплавких металів із застосуванням плазмово-індукційного способу: 1 – плазмотрон; 2 – витратний пруток; 3 – механізм подачі прутків; 4 – індуктор; 5 – зародковий кристал; 6 – плазмова дуга; 7 – локальна ванна; 8 – монокристал

Обладнання та матеріали. Для розв'язання проблеми вирощування великих та якісних монокристалів вольфраму було поставлено завдання створення відповідної технології. Ідея одночасного застосування двох різних джерел електронагріву – плазмового та індукційного вперше була запропонована спеціалістами ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. Кожне з указаних джерел нагріву виконує свої функції: плазмо-дугове створює на грані кристала, що наплавляється, рухому локальну металеву ванну, переплавляє витратні прутки, які подаються в зону плавлення, та формує тіло монокристала заданої конфігурації; індукційне утримує локальну металеву ванну від проливів і створює задане температурне поле в тілі кристала.

Додатковий нагрів кристала значно зменшує радіальний та осьовий температурні градієнти, що сприяє зниженню щільності дислокацій і внутрішніх напружень та формуванню досконалішої структури. У цьому випадку, незважаючи на використання локальної ванни, яка переміщаючись формує монокристал, у кристалі не виникають напруження, які сприяють утворенню тріщин та збільшенню кількості дислокацій. За таких температур дислокації анігілюють і в оцінці якості монокристалу їх кількість не перевищує $1 \cdot 10^6$ мм⁻². Технологія повністю виключає утворення тріщин або руйнування кристала як у процесі вирощування, так і в процесі виготовлення деталей.

Сутність методу полягає в тому, що плазмотрон, здійснюючи зворотно-поступальний рух, переміщує металеву ванну, яка, отримуючи підживлення від переплавлення прутків, формує кристал шар за шаром, нагадуючи за своєю суттю адитивне дугове наплавлення. Після кожного проходу плазмотрона монокристал опускається вниз на висоту наплавленого шару, забезпечуючи таким чином стабільні умови процесу нарощування.

Використовуючи цей спосіб, було створено обладнання (рис. 3) та технологію вирощування профільованих монокристалів тугоплавких металів (вольфраму та молібдену) у вигляді пластин (рис. 4).

Кристал формується в умовах нагріву височастотним полем індуктора до температур, характерних



Рис. 3. Установка для вирощування монокристалів тугоплавких металів у вигляді пластин

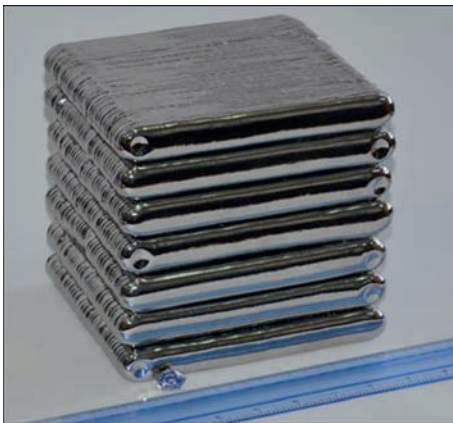


Рис. 4. Зовнішній вигляд плоских монокристалів вольфраму 170×160×20 мм

для діапазону гарячої деформації. Як відомо, при цих температурах переміщення дислокацій відбувається під дією одночасно зовнішніх напружень і температурного впливу. Дислокації виявляються не прив'язаними жорстко до «своїї» площини ковзання і можуть переходити з однієї площини в іншу, вибираючи собі найлегший шлях. Це розглядається як додатковий ступінь свободи у дислокації. При такому неврегульованому русі дислокацій збільшується ймовірність їх зустрічей і тому зростає, з одного боку, кількість випадків їх анігіляції (зменшується щільність дислокацій), а з іншого – схильність до утворення регулярних дислокаційних структур, для яких характерним є об'єднання дислокацій в малокутові межі. Умови, в яких відбувається формування монокристала, забезпечують вищу якість монокристалічної структури, ніж при способах, в яких не використовується додатковий підігрів (електронно-променевий та плазмо-дуговий).

Кристали, вирощені із застосуванням указанного способу, мають менш гладку бічну поверхню, але це не перешкоджає їх використанню без додаткової механічної обробки як заготовок для широкоформатного прокату.

Розроблена адитивна технологія 3D вирощування великих монокристалів тугоплавких металів технічної чистоти базується на проведених тривалих ґрунтовних досліджень, які дозволили встановити та вивчити:

- розподіл теплових полів у монокристалі з використанням математичних моделей та експериментальних даних;
- робочі діапазони зміни технологічних параметрів процесу росту кристалів;
- структурні характеристики та закономірності структуроутворення вирощених монокристалів.

Таблиця 2. Хімічний склад прутків вольфраму діаметром 8 мм

Елемент	Si	Mg	Sn	Ni	Al	Mo	N	C
Ваг. %	<0,001	0,0001	<0,0001	0,0002	0,0002	0,017	0,002	0,001
Елемент	As	Sb	Pb	Fe	Bi	Ca	P	O
Ваг. %	<0,0001	<0,0001	<0,0001	0,0013	<0,0001	<0,001	<0,001	0,0046

У якості витратних матеріалів для підживлення ванни використовували калібровані прутки вольфраму діаметром 8 мм та завдовжки 800 мм, з чистотою $W \geq 99,97$ ваг. % (табл. 2).

Експериментальні дослідження та обговорення результатів. Подальше вивчення процесу дозволило на тих же засадах створити новітню установку для 3D вирощування супервеликих монокристалів вольфраму у вигляді тіл обертання (рис. 5).

Створене обладнання є якісно новим поколінням устаткування, що відрізняється повністю комп'ютеризованою системою керування виконуючими механізмами, датчиками переміщення та контролю процесом росту монокристала. При проектуванні закладено можливість вирощування монокристалів у вигляді тіл обертання (циліндр або пустотілий циліндр) зовнішнім діаметром до 100 мм. На даний час створено тепловий вузол та йде відпрацювання технології вирощування монокристалів вольфраму діаметром 85 мм.

Принципово технологія вирощування циліндричних монокристалів базується на технології вирощування плоских монокристалів, однак у новітній



Рис. 5. Новітня установка з комп'ютерним керуванням для вирощування монокристалів тугоплавких металів у вигляді тіл обертання

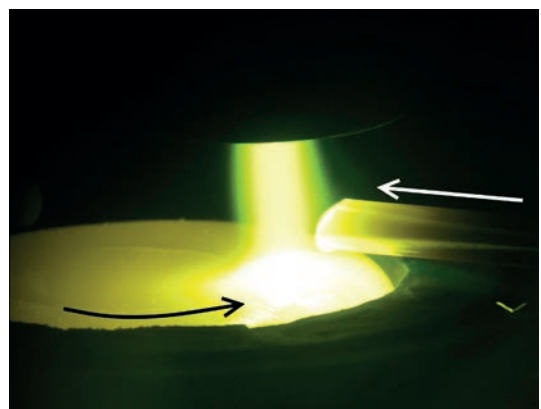


Рис. 6. Процес вирощування монокристала вольфраму у вигляді тіла обертання



Рис. 7. Зовнішній вигляд кристалу вольфраму діаметром 85 мм установці кристал безперервно обертається навколо вертикальної осі. У якості зародкового кристала використовується циліндрична заготовка, виготовлена з плоского монокристалу заданої орієнтації. На рис. 6 представлено фото процесу вирощування монокристала, де стрілками наведено напрямки подачі витратного прутка у зону плавлення плазмової дуги та напрямки обертання монокристала.

Нарощування відбувається пошарово за рахунок переміщення локальної ванни і плазмотрона з центральної частини до периферійної таким чином, щоб рідка ванна перекривала всю поверхню та попередній наплавлений шар. Після наплавлення шару на всю верхню поверхню кристала він опускається донизу. Устаткування дозволяє подавати прутки з обох боків, як по центру зливка, так і з радіальним зміщенням від-

носно центра. На рис. 7 наведено кристал вольфраму діаметром 85 мм з нарощеними шарами 90 мм [5].

На даному етапі після відпрацювання технології було проведено попередню оцінку монокристальності отриманого зливка за допомогою хімічного травлення поверхні у суміші рівних об'ємних частин плавикової та азотної кислот. Протравлена у такий спосіб поверхня зливка мала характерні для монокристалів повздовжні (вертикальні) матові та блискучі смуги, які змінювали одна одну. Характер розподілу смуг засвідчив про задану зародковим кристалом спадковість монокристалічної структури та відсутність на бічній поверхні зливка субблоків з іншою кристалографічною орієнтацією.

Наступним етапом розвитку технологій вирощування супервеликих монокристалів вольфраму стала спроба виростити кристал у вигляді порожнистого циліндра, як заготовка для виготовлення тиглів та труб. Результатом стало, що уперше в світі за новітньою 3D технологією вирощено кристал вольфраму у вигляді порожнистого циліндра на суцільному монокристалічному зародковому кристалі діаметром 85 мм. Вирощений кристал має наплавлену стінку заввишки 68 мм та завтовшки 20...22 мм (рис. 8). Поверхневий огляд після травлення хімічними реагентами зливка показав спадковість структури від монокристалічного зародкового кристала та всі ознаки монокристалічної структури у всьому кристалі.

Дослідження мікротвердості показало середнє значення для вертикальної площини – 4150 МПа, а для горизонтальної – 3840 МПа. Яскраво виражена різниця мікротвердості у різних площинах вказує на анізотропію властивостей, що притаманна монокристалічній структурі. Коливання значень мікротвердості в одній площині у межах 10 % можливо пояснити неоднорідністю будови металевих монокристалів, що складаються з субблоків та субзерен з малими кутами розорієнтування до 3°.

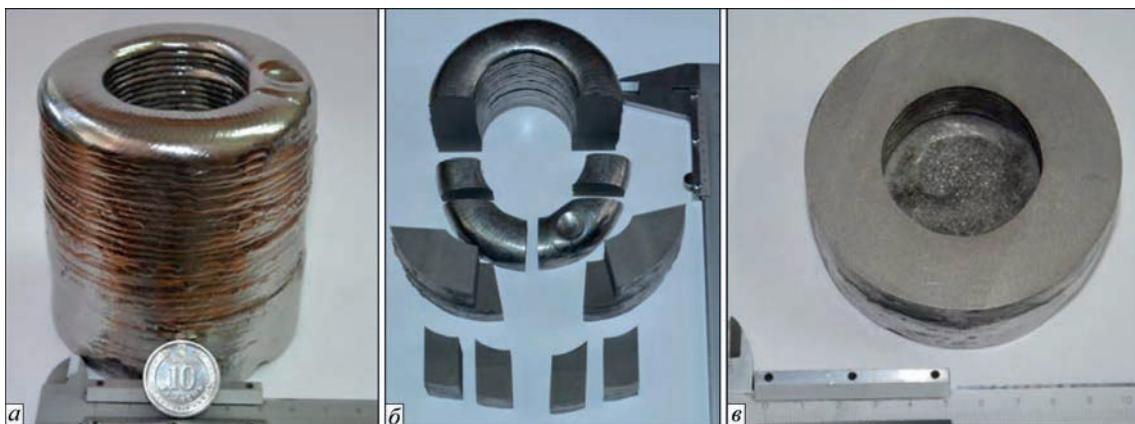


Рис. 8. Загальний вигляд монокристалу вольфраму у вигляді порожнистого тіла обертання діаметром 85 мм (а); вид верхньої частини (б) та донної з зародковим кристалом (в) після розрізання зливка

Висновки

В ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України створена унікальна адитивна технологія 3D вирощування монокристалів тугоплавких металів у вигляді пластин 170-160-20 мм і зливків циліндричної форми Ø 85 мм. Відпрацьовано технологію вирощування монокристалів вольфраму у вигляді порожнистого тіла обертання. Було вирощено зливки Ø 85 мм з товщиною стінки 20...22 мм та заввишки 68 мм. Така форма дозволить застосувати вольфрам у якості трубних заготовок або заготовок для тиглів. В результаті проведення комплексу досліджень розроблено основи плазмово-індукційної 3D технології вирощування крупних монокристалів вольфраму, що в майбутньому дозволить отримувати зливки у вигляді елементів зі складною формою.

3D TECHNOLOGY OF GROWING TUNGSTEN SINGLE-CRYSTAL

V.O. Shapovalov, Yu.O. Nikytenko, V.V. Yakusha, O.M. Gnizdylo, O.V. Karuskevych

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

E-mail: nikyu80@gmail.com

The evolution of liquid-phase methods for growing tungsten single crystals is analyzed. It is shown that methods of growing crystals with a single heating source cannot solve the problem of producing crystals of industrial sizes. Super-large tungsten crystals of various configuration can be produced using 3D technologies and combined plasma-induction heating. This method has already been used for growing single-crystal plates, billets for large-format single-crystal rolling, single-crystal ingots and crucibles. The next step will be the creation of a technology for growing bulk super-large tungsten single crystals. Ref. 6, Fig. 8.

Key words: 3D additive technologies, tungsten, single crystal growth, plasma induction zone melting, droplet transfer

Надійшла до редакції 19.10.2023

Розгортання в Україні адитивних виробничих технологій для оборонно-промислового комплексу

Головний вектор - застосування адитивних виробничих технологій, на які міноборони США робить ставку у власному розширенні виробництва.

У міноборони США зробили більш ніж важливу та дійсно стратегічну заяву відносно української оборонної промисловості. Йдеться про створення в Україні фактично нового оборонно-промислового комплексу, який буде спиратися на сучасних виробних технологіях.

«Ми починаємо переходити до відновлення та будівництва промислової бази всередині України», – оголосив заступник міністра оборони США Біл ЛаПланте на конференції ComDef 2023. Наприклад, із застосуванням технологій 3D друку для виготовлення запасних частин та інших компонентів, про що повідомив Джастін Макфарлін, заступник помічника міністра оборони з розвитку промислової бази та міжнародного співробітництва.

Таке рішення більш ніж логічне та пов'язано з тим, що поточні можливості оборонно-промислових комплексів США та Європи не відповідають об'єктивним потребам в озброєнні. Й прикладів цьому – безліч, починаючи від виробництва артилерійських снарядів, коли у ЄС змогли за 10 місяців виконати лише 30% річного плану з виробництва боєприпасів для України, німецьке танкобудування на модернізацію 50 машин потребує 7 років, а постачання F-35 вже розписано на найближчі 14 років.

Водночас швидко розгорнути власні можливості не виходить, а до потреб виготовлення озброєння додається необхідність обслуговування та ремонту, що означає відволікання й так дефіцитних виробничих потужностей. Й саме на розгортання в Україні виробничих потужностей у США роблять доволі вагому ставку.

«Збільшення внутрішнього виробництва в Україні – безумовно, довгостроковий проект, він призведе до зменшення тиску на західні запаси, який збільшується через геополітичну напруженість, а темпи виробництва відстають», – повідомив Джошуа Хумінські, очільник аналітичного Center for Intelligence and Global Affairs.

Він також додав: «Це означає що довгострокова підтримка України стане більш прийнятною на Заході, бо Україна продемонструє більшу самодостатність та автономність у безпековому плані».

Водночас акцент у міноборони США на нові так звані адитивні (3D друк) виробничі технології цілком зрозумілий. У Пентагона є вже власний досвід зі зміною парадигми власного ОПК. Наприклад, стартап X-Vow вийшов з проектом друку твердопаливних двигунів та у короткі терміни запускає серійне виробництво із планом вийти на темп у 6500 умовних GMLRS до HIMARS на рік. До цього розгортання 3D принтерів, у тому числі й для виробництва металевих деталей, почалося на арсеналах армії США. З цим також експериментують й у інших арміях світу. Але з огляду на все, ОПК України цілком може стати першим комплексом, який буде спиратися саме на цю технологію, як фундамент. І якщо спочатку мова буде йти про необхідність забезпечити ремонт та обслуговування переданої техніки, то далі – виробництво, що, враховуючи брак виробничих потужностей, має більш ніж стратегічне значення для України у перспективі десятиріч.

Матеріал з інтернету

Список літератури/References

1. ISO 643:2019 *Steels – Micrographic determination of the apparent grain size*. <https://www.iso.org/standard/72193.html>
2. Mukherjee, T., Elmer, J.W., Wei, H.L. et al. (2023) Control of grain structure, phases, and defects in additive manufacturing of high-performance metallic components. *Progress in Materials Science*, **138**, 101153. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2023.101153>
3. Marinelli, G., Martina, F., Lewtas, H. et al (2019) Microstructure and thermal properties of unalloyed tungsten deposited by Wire + Arc additive manufacture. *Journal of Nuclear Materials*, **522**, 45–53. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2019.04.049>
4. Marinelli, G., Martina, F. Ganguly, S., Williams, S. (2020) Grain refinement in an unalloyed tantalum structure by combining Wire+Arc additive manufacturing and vertical cold rolling. *Additive Manufacturing*, **32**, 101009. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.101009>
5. Shapovalov, V.O., Nikytenko, Yu.O., Yakusha, V.V. et al. (2020) Manufacture of super large tungsten single crystals in the form of rotation bodies. *PAST*, **1**(125), 60–63. DOI: <https://doi.org/10.46813/2020-125-060>



РОЗВИТОК ПЛАЗМОВО-ДУГОВИХ ТЕХНОЛОГІЙ ОТРИМАННЯ СФЕРИЧНИХ ГРАНУЛ ДЛЯ АДИТИВНОГО ВИРОБНИЦТВА І ГРАНУЛЬНОЇ МЕТАЛУРГІЇ

В.М. Коржик, Д.В. Строгонов, О.М. Бурлаченко, О.М. Войтенко, Д.В. Куницький

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

Розглянуто технологічні та структурні властивості сферичних гранул і особливості процесів їх отримання з використанням промислових технологій газового розпилення розплаву, плазмового відцентрового розпилення заготовки, що обертається, та плазмово-дугового розпилення нейтральних і струмопровідних дротів і прутків. З'ясовано, що серед розглянутих способів отримання сферичних гранул найперспективнішим з точки зору продуктивності, енергоефективності та простоти обладнання, що використовується, є спосіб плазмово-дугового розпилення, який завдяки наявності великої кількості технологічних і конструктивних параметрів процесу дозволяє регулювати гранулометричний склад і технологічні властивості гранул у широких межах. Експериментальні дослідження показали, що розподіл за розмірами, фактор форми та технологічні властивості гранул із титанових сплавів і нержавіючої сталі, отриманих в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України спільно з ТОВ «Науково-виробничий центр «ПЛАЗЕР» за технологією плазмово-дугового розпилення струмопровідних дровових матеріалів, знаходяться на рівні найкращих зарубіжних аналогів. Запропоновано перспективний напрям підвищення енергоефективності та продуктивності процесу отримання сферичних гранул для адитивного виробництва та гранульної металургії з використанням технології плазмово-дугового розпилення струмопровідних прутків діаметром більше 50 мм на оберненій полярності плазмотронами з пустотілим мідним анодом. Бібліогр. 29, табл. 4, рис. 20.

Ключові слова: плазмово-дугове розпилення струмопровідних дротів та прутків, сферичні гранули, адитивне виробництво, селективне та пряме лазерне плавлення і спікання, гранульна металургія

Вступ. Тенденції розвитку сучасної промисловості в передових країнах світу показали, що подальший розвиток аерокосмічної, суднобудівної, енергетичної, хімічної та біомедичної галузей неможливий без розробки та виготовлення нових спеціальних матеріалів із заданими властивостями та технологій їх обробки, насамперед адитивними (AM – Additive Manufacturing) [1]. Серед найзастосовуваніших технологій AM можна відзначити технологію «Bed Deposition», до якої відносяться процеси селективного та прямого лазерного плавлення і спікання (SLM – Selective Laser Melting, SLS – Selective Laser Sintering, DMLS) та електронно-променевого плавлення (EBM - Electron Beam Melting); технологію «Direct Energy Deposition» – прямий енергетичний метод наплавлення, до якого відносяться процеси лазерного наплавлення (DMD - Direct Metal Deposition та LENS - Laser Engineered Net Shaping) і холодного газодинамічного напилення (CS – Cold Spraying) та технологію виготовлення точних заготовок з мінімальним припуском на механічну обробку за допомогою методів компактування у гранульній металургії – гарячого ізостатичного пресування (HIP – Hot Isostatic Pressing) та ін.

Усі ці методи в якості витратного матеріалу для формування адитивних шарів і гранульних композицій в основному використовують спеціалізовані

сферичні гранули, до яких висуваються суворі вимоги, а саме: ці гранули повинні мати високу ступінь сферичності при відсутності сателітів та ін. дефектів [2, 3], їх гранулометричний склад, який для процесів SLM та DMLS повинен лежати в діапазоні 15...63 мкм, для CS – 15...45 мкм, для SLS – 15...80 мкм, для EBM – 45...106 мкм, для LENS та DMD – 45...150 мкм, а для технології HIP фракції – 106...250 мкм. При цьому такі гранули повинні мати мінімальну пористість і стабільний хімічний і фазовий склад.

На даний час найпоширенішими технологіями отримання гранул для адитивного виробництва є газове розпилення розплаву [4]. При цьому певну долю в цих процесах займають плазмово-дугові технології, які відрізняються рядом переваг [5]. Значне розширення застосування адитивного виробництва та його переходу на новий технологічний рівень потребує нових технологій отримання витратних матеріалів, що відповідають ряду критеріїв за якістю, технологічними характеристиками, продуктивністю, собівартістю та ін. У зв'язку із цим дана робота направлена на вирішення таких задач:

- проведення критичного огляду існуючих технологій отримання сферичних гранул для адитивного виробництва та перспективних напрямів їх розвитку;

- обґрунтування ефективності та аналіз нових напрямків розвитку плазово-дугових технологій і обладнання отримання сферичних гранул для адитивного виробництва та гранульної металургії;

- опис нових результатів отримання сферичних гранул плазово-дуговим розпиленням дровових матеріалів, а також прутків і крупногабаритних зливків.

Огляд існуючих технологій отримання сферичних гранул для адитивного виробництва. До основних технологій отримання сферичних гранул для адитивного виробництва можна віднести: газове розпилення розплаву інертним газом GA – Gas Atomization (газове розпилення вільнопадаючого струменя FFGA – Free Fall Gas Atomization, газове розпилення обмеженого струменя CCGA – Close-Coupled Gas Atomization, індукційне плавлення електроду з розпиленням газом EIGA – Electrode Induction Gas Atomization) та технології плазового розпилення дровів і прутків (відцентрового плазового розпилення заготовки, що обертається, PREP – Plasma Rotating Electrode Process і плазове розпилення дровових матеріалів PA – Plasma Atomization).

У даний час GA є найрозповсюдженішим способом виготовлення сферичних гранул із різних металів і сплавів для АМ. У методі GA (рис. 1) вихідний матеріал розплавляється в захисній атмосфері (вакуумі чи інертному газі) або на повітрі (при плавленні у відкритій печі).

Потім отриманий розплав зливається через розпилювальний пристрій, у якому проводиться руйнування потоку розплаву струменем високошвидкісного інертного газу (азот, гелій, аргон), який розбиває розплав на дрібні краплі, які охолоджуються та твердіють, потрапляючи всередину камери розпилення та розміри яких можна визначити із наступного співвідношення [7]:

$$D_p = \frac{We \cdot \sigma}{\rho \cdot U^2}, \quad (1)$$

де D_p – середній розмір часток, мкм; σ – сила поверхневого натягу, Н/м²; ρ – щільність рідини, кг/м³;

U^2 – відносна швидкість між газом та часткою, м/с; We – критерій Вебера.

У роботі [8] показано, що EIGA розпилення при потужності індуктора у 50...70 кВт, швидкості обертання електроду 15...40 %/с та тиску розпилення 5...8 МПа дозволяє отримувати сферичні гранули із титанового сплаву Ti-6Al-4V з розмірами 1...400 мкм. При цьому гранули мали середній розмір $d_{50} = 145...190$ мкм, де до 50 мас. % складала гранули розміром 50...180 мкм. Також слід відзначити, що з підвищенням тиску до 7...8 МПа значно підвищується кількість сателітів на окремих гранулах унаслідок того, що окремі частинки різних розмірів зіштовхуються одна з одною в процесі розпилення. Подібні результати було отримано в [9], де дослідження гранулометричного складу часток із титанового сплаву Ti-45Al-2Nb-2Mn, отриманих за технологією електродугового плавлення зливка (струм дуги 475 А) та подальшого розпилення розплаву при тиску розпилення 5,5 МПа показало, що середній діаметр гранул $d_{50} = 143...168$ мкм, а менше ніж 35 % гранул мають розмір <100 мкм, бажаний для АМ. Автори [10] зазначають, що при потужності індуктора у 240 кВт і тиску розпилення 5 МПа при витраті аргону у 18 м³/хв. продуктивність зазначеного способу може досягати 10...75 кг/год. за титановим сплавом Ti-6Al-4V, а коефіцієнт сферичності в середньому складає не більше 0,83. Також при цьому має місце захоплення газу під час твердіння гранул в GA, яке призводить до утворення пор у цих гранулах. Такі захоплені пори можуть значно збільшити пористість деталей, виготовлених за АМ технологією, яка може досягати 0,63 об. % [11], де навіть подальша НІР обробка дозволяє лише зменшити розмір і кількість пор, але не повністю усунути газову пористість. Таким чином, попри велику продуктивність процесу GA, отримані гранули відрізняються відносно низьким коефіцієнтом сферичності, наявністю великої кількості сателітів, аргонною пористістю, а гранулометричний склад гранул лежить у широкому

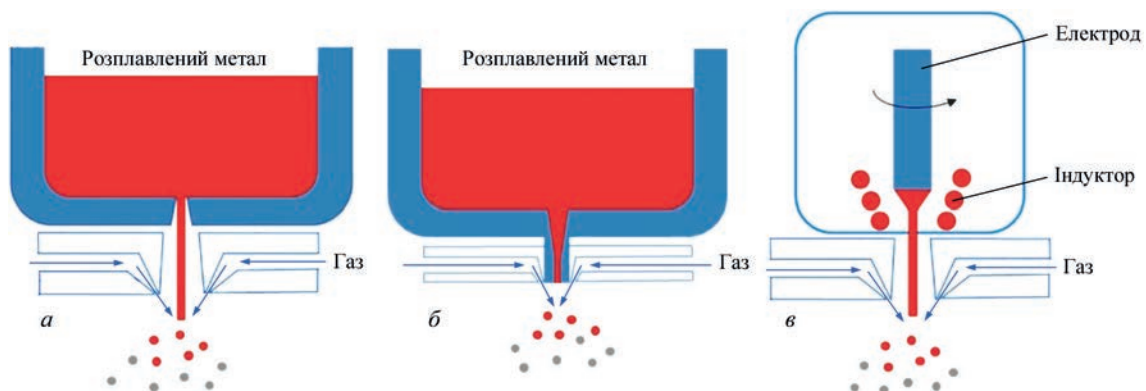


Рис. 1. Технологічна схема різновидів процесу GA: а – FFGA; б – CCGA; в – EIGA [6]

діапазоні, де лише невелика частка знаходиться в інтервалі, придатному для використання у АМ.

До іншого виду розповсюджених технологій отримання сферичних гранул для адитивних технологій відноситься великий спектр плазмово-дугових технологій розпилення дротів і прутків, серед яких можна виділити способи PREP і PA.

У процесі PREP розпилюваний електрод розплавляється плазмовою дугою, під дією відцентрової сили розплавлений метал розлітається радіально, утворюючи дрібні краплі, та після цього твердіє в сферичні гранули завдяки силі поверхневого натягу (рис. 2, а).

Відомо, що найбільший вплив на гранулометричний склад гранул у зазначеному процесі має швидкість обертання заготовки [12], де розміри розпилюваних гранул можуть бути розраховані з наступного рівняння:

$$D_p = \frac{K}{\omega} \cdot \sqrt{\frac{\sigma}{\rho \cdot D}}, \quad (2)$$

де D_p – середній розмір часток, мкм; σ – сила поверхневого натягу, Н/м²; ρ – щільність рідини, кг/м³; ω – швидкість обертання заготовки, об/хв; D – діаметр заготовки, м; K – поправочний коефіцієнт.

У загальному випадку процес розпилення ведеться при надвисоких швидкостях обертання електроду (до 9000...25000 об/хв), що дає змогу регулювати гранулометричний склад у широкому діапазоні 50...500 мкм. У роботі [13] показано, що підвищення швидкості обертання заготовки з 9000 до 23000 об/хв при PREP розпиленні електроду із титанового сплаву Ti–6Al–4V діаметром 55 мм при потужності плазмотрона у 75 кВт дозволяє зменшити середній діаметр гранул з $d_{50} = 320$ до 127 мкм, проте при цьому існують значні труднощі з отриманням дрібнофракцій <75 мкм, доля якої не перевищує 10 мас. %, яка широко застосовується у галузі адитивних технологій. Тобто

основним обмеженням PREP є те, що доступна застосовувана швидкість обертання не підходить для формування гранул малих розмірів, що свідчить про те, що існує нагальна потреба у проектуванні та виготовленні обладнання зі збільшеною швидкістю обертання електрода. Також з істотними технологічними складнощами пов'язано процес виготовлення прецензійної заготовки під розпилення, найчастіше за допомогою технології вакуумно-індукційної плавки, та її подальшої механічної обробки, неможливістю виготовлення заготовок із матеріалів з високою твердістю та крихкістю (системи легування Cr–Mo–Fe, Fe–Al, Ni–Al та ін.), недостатньо ефективному використанні матеріалу заготовки (довжина огарку в середньому складає не менше 5 см), невисоку продуктивність процесу та ін.

Простішим і технологічно доступним методом такого розпилення є плазмове розпилення нейтральних дротів і прутків невеликих діаметрів (PA – Plasma Atomization), де плавлення та диспергування матеріалу цих дротів відбувається завдяки енергії та напору плазмового струменя, який генерується трьома дуговими плазмотронами (рис. 2, б). У [14] показано, що зазначений процес може мати якнайменше вісім регульованих технологічних і конструктивних параметрів процесу, завдяки яким можна регулювати гранулометричний склад гранул. При цьому розмір гранул можна розрахувати, використовуючи наступне рівняння:

$$D_p = \frac{3,35 \cdot d_c^2}{Q(1 + 0,00367 \cdot T)} \cdot \sqrt{\frac{d_{др} \cdot \sigma}{\rho}}, \quad (3)$$

де Q – витрата плазмоутворюючого газу, м³/с; d_c – діаметр сопла плазмотрону, м; T – середньомасова температура плазмового струменя на зрізі сопла, °К; $d_{др}$ – діаметр дроту, м; ρ – щільність рідини, кг/м³; σ – сила поверхневого натягу, Н/м.

Так, наприклад, змінюючи обсяг подачі плазмоутворюючого газу, можна змінювати кінетичну

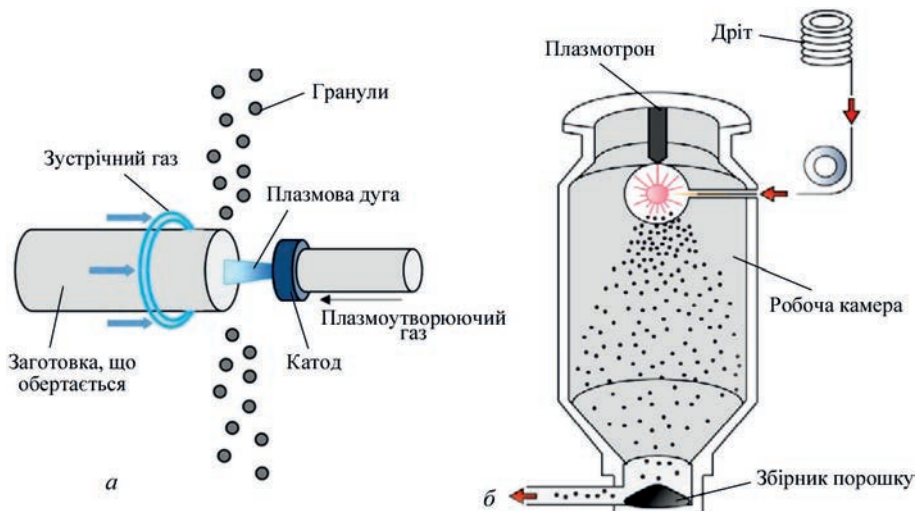


Рис. 2. Технологічні схеми процесів плазмово-дугового розпилення дротів та прутків: PREP (а) та PA (б) [16]

енергію плазмового струменя, що призводить до більшого або меншого подрібнення крапель розплаву, а змінюючи силу струму, що подається на плазмотрон, можна регулювати швидкість розплавлення розпилюваного електрода та об'єм рідини, що утворюється на його торці тощо. При цьому також необхідно враховувати, що збільшення діаметра розпилюваного електрода, з одного боку, призводить до підвищення продуктивності процесу, з іншого - до зниження кількості дрібнофракцій гранул <math><80\text{ мкм}</math>, так як при використанні дротів і прутків великих діаметрів збільшується маса розплаву, що надходить до зони розпилення, зменшується інтенсивність дроблення первинних крапель. Дослідники [15, 16] показали, що використання системи, яка складається з трьох плазмотронів з сумарною потужністю у 83 кВт та витратою плазموутворюючого газу у 18...22 м³/год., дозволяє отримувати сферичні гранули із титанового дроту марки Ti Grade2 діаметром 1,6 мм у досить широкому діапазоні 10..300 мкм із середнім діаметром $d_{50} = 189\text{ мкм}$, де вміст кисню O₂ складає менше 0,055 %. При цьому гранули характеризуються мінімальною кількістю дефектних часток в обох випадках не перевищує 1 мас. %, а їх пористість не перевищує 0,08 об. %. Проте слід зазначити, що максимальна продуктивність процесу за титановими сплавами в загальному випадку не перевищує 1,5 кг/год.

Критичний аналіз структурних, технологічних і техніко-економічних характеристик сферичних гранул та існуючих технологій їх отримання показав наступне. Наявність великої кількості сателітів і часток неправильної форми, більш низький коефіцієнт сферичності для технології GA призводить до різниці в деяких технологічних характеристиках гранул порівняно з PA і PREP. Зазначені дефекти створюють умови, за яких GA гранули «чіпляються» одна за одну при взаємному переміщенні (подачі порошку), що значно погіршує показники текучості (особливо для дрібнодисперсної фракції <math><63\text{ мкм}</math>) і призводить до формування дефектів у наплавлених шарах. Наявність внутрішньогранульної аргонової пористості для GA гранул, яку в деяких випадках неможливо усунути НІР, а в інших при подальшій термічній обробці деталей внаслідок нагрівання матеріалу в однофазній ділянці газ розкриває області, в яких він затиснутий, і утворюється пористість з об'ємною часткою ~0,1 %. Розкриття пір призводить до істотного зниження значень межі міцності, ударної в'язкості та ін. механічних характеристик деталей, які формуються пошаровим наплавленням. Подібний мікроструктурний дефект є неприпустимим для таких відповідальних деталей як диски турбін, деталей соплового тракту тощо. При цьому

для технологій PREP і PA характерною є практично повна відсутність газової пористості в гранулах. Також для методів PREP і PA характерною є кристалізація гранул при надвисоких швидкостях охолодження, що створює умови для формування мікрокристалічної (а в деяких випадках нанокристалічної) структури, що сприятливо впливає на механічні властивості отриманих із них виробів. Крім того, важливим є той факт, що для процесу GA показник «gas-to-metal ratio» (GMR) [17] (витрати розпилюючого газу (аргону), необхідного для отримання 1 кг порошку) може складати 26...110, а для процесів PA і GA не перевищує 8 (за титановим сплавом Ti-6Al-4V). Експлуатація обладнання PREP стикається зі значними складнощами, пов'язаними з отриманням дрібнодисперсної фракції <math><100\text{ мкм}</math>. Для досягнення виходу зазначеної фракції більше 50 мас. % існує необхідність значного підвищення швидкості обертання заготовки (більше 30000 об/хв), ще більше ускладнюючи і так не просту кінематичну схему установки (для зниження рівня вібрацій, проектування складних підшипникових систем тощо). Також сюди можна віднести труднощі, пов'язані з виготовленням циліндричної заготовки з точними розмірами, яка повинна бути відшліфована з високою точністю. У даний час обсяги виробництва сферичних гранул за технологією PA через її низьку продуктивність не забезпечують потреби адитивного виробництва виробів, що веде до завищеної вартості порошків, а також затягування строків їх постачання. Тому наразі цей спосіб доцільно розглядати лише для використання у лабораторних умовах при виготовленні невеликих опитних партій порошку.

Тому на основі цього можна зробити висновок, що значний потенціал подальшого розвитку та практичного застосування при отриманні сферичних гранул має технологія плазмового розпилення, одним із різновидів якої є процес плазмово-дугового розпилення струмопровідних дровових матеріалів [14]. Зазначений процес характеризується вищим показником продуктивності [18], яка може досягати 12...16 кг/год., і простотою та мобільністю обладнання, яке дозволяє використовувати широку номенклатуру стандартних витратних матеріалів із суцільних і порошкових дротів і прутків, великою кількістю технологічних і конструктивних параметрів, завдяки яким можна регулювати гранулометричний склад у широкому діапазоні 15...315 мкм. При цьому кількість фракції <math><100\text{ мкм}</math> може досягати до 90 мас. %.

Розробки ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України в області плазмово-дугових технологій отримання сферичних гранул для адитивних технологій

та гранульної металургії. Нові напрямки розвитку технологій та обладнання. З метою підвищення ефективності процесів отримання сферичних гранул із заданим гранулометричним складом і параметрами сферичності в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України їх розвиток в даний час здійснюється в двох основних напрямках розробки технологій та обладнання для:

- плазово-дугового розпилення дрових матеріалів діаметром 0,8...3,5 мм (неперервного перерізу та композиційних, наприклад із металевою оболонкою та порошковим наповнювачем);
- плазово-дугового розпилення прутків і зливоків діаметром до 50 мм і більше.

Основні технологічні варіанти для реалізації першої групи технологій показані на рис. 3, а, б, при яких здійснюється плавлення струмопровідного дроту-аноду, що вводиться у зону високошвидкісного плазового струменя, та подальше дробленні розплаву з торця дроту. Дуга горить між неплавким вольфрамовим катодом і струмопровідним дротом-анодом, що подається за зрізом сопла плазмотрона, а у випадку розпилення нейтрального дроту – між катодом і анодом плазмотрону. Робочий (плазموутворюючий) газ, що поступає у робочу камеру, нагрівається електричною дугою та витікає із сопла у вигляді плазового струменя.

Результати аналізу енергоефективності та продуктивності процесів плазово-дугового розпилення нейтрального та струмопровідного дротів на прикладі розпилення титанового дроту марки Ti Grade2 при потужності плазової дуги у 15 кВт підтвердили [19], що розпилення струмопровідного дроту дозволяє підвищити ККД нагріву дроту більше ніж у 4 рази ($\eta = 17$ та 4 % відповідно) по відношенню до способу розпилення нейтрального дроту, що у свою чергу дозволяє збільшити продуктивність процесу з 1,5 до 12 кг/год (за титановим дротом марки Ti Grade2), а енергоефективність – до 6 разів. Проте, незважаючи на відносно низьку продуктивність, спосіб розпилення

нейтрального дроту продовжує широко застосовуватися у технології РА для отримання високоякісних комерційних сферичних порошоків із реакційних, тугоплавких та ін. високолегованих металів і сплавів (AR&C, Pyrogenesis, Канада [20]).

Слід зауважити, що спосіб плазово-дугового розпилення струмопровідного дроту без використання супутнього газу може забезпечувати високу продуктивність процесу розпилення, яка при потужності 20...25 кВт може складати 10...12 кг/год за вольфрамовим дротом. Проте значним недоліком зазначеного процесу є широкий гранулометричний склад розпилюваних часток в інтервалі значень 40...1000 мкм [21].

Подальшим розвитком даного способу була розробка та виготовлення серійних установок УН-126 і КТ-088 (ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України) [22] і PLAZER 30-PL-W (ТОВ «Науково-виробничий центр «ПЛАЗЕР», Україна) [23], де усування зазначених недоліків здійснювалось за рахунок використання супутнього газового струменя (рис. 3, в). Супутній потік газу, що коаксіально направлений до плазового, формує конфігурацію останнього, сприяє його обтисканню і тим самим зменшує кут розкриття факелу з розпилюваних часток, збільшує швидкість витікання та динамічний натиск плазового струменя, що в свою чергу створює умови для отримання оптимального гранулометричного і хімічного складу дисперсної фази. Дані, отримані за результатами математичного моделювання [24], показали, (рис. 4), що затоплений струмінь, що витікає в атмосферу, досить швидко розширюється, інтенсивно перемішуючись при цьому із зовнішнім газовим середовищем. Обдув плазового струменя кільцевим ламінарним потоком холодного газу того ж складу, що й плазموутворюючий, перешкоджає розширенню плазового струменя. При цьому турбулентність частково гаситься навколишнім струменем кільцевого потоку, а енергія та імпульс струменя зберігаються на більших відстанях, ніж для затопленого струменя.

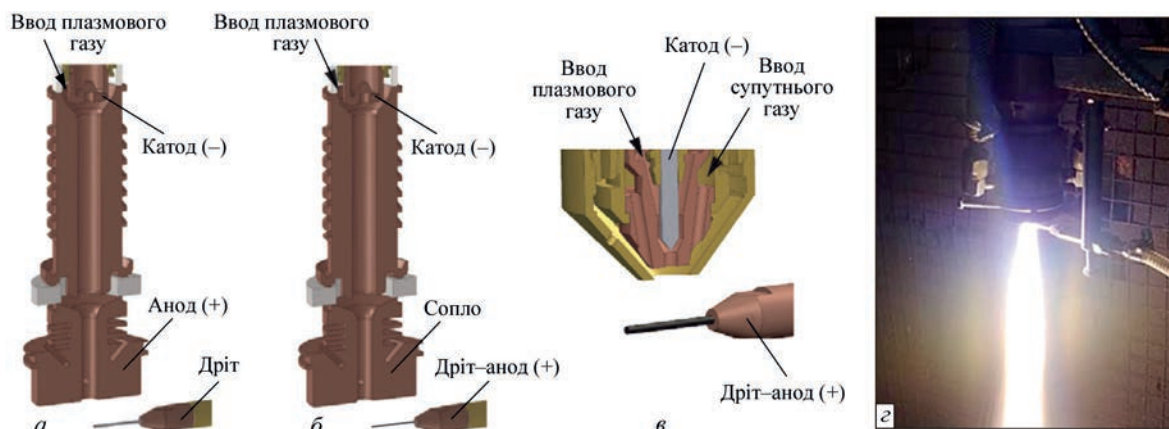


Рис. 3. Схема процесу плазово-дугового розпилення нейтрального дроту (а), струмопровідного дроту без супутнього потоку (б), струмопровідного дроту з потоком супутнього газу (в) і зовнішній вид процесу розпилення (г)

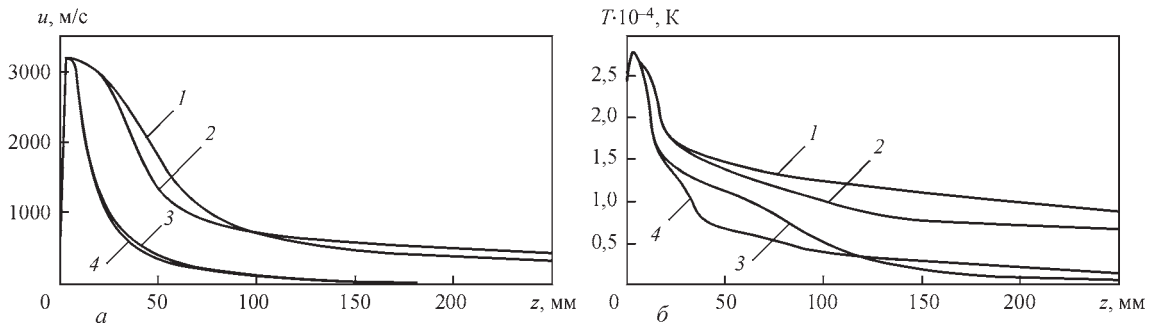


Рис. 4. Поздовжні зміни швидкості u (а) і температури T (б) аргонної плазми, що витікає в аргонне (1, 3) і повітряне (2, 4) середовище при різних режимах роботи плазматрону (струм $I = 200$ А, витрата плазмоутворюючого газу $Q_{\text{пл}} = 2$ м³/год): 1, 2 – витрата супутнього газу $Q_{\text{cy}} = 20$ м³/год відповідно аргон та повітря; 3, 4 – $Q_{\text{cy}} = 0$ м³/год [24]

Збільшення швидкості витікання плазмового струменя в зоні розташування дроту сприяє збільшенню газодинамічного напору струменя на торці дроту та переходу від вібраційного характеру дроблення (vibrational breakup, $We = 8...12$) і дроблення на кшталт «парашут» (bag breakup, $12 < We < 50$) на механізм дроблення на кшталт «парашут» із струмком (bag-and-stamen breakup, $50 < We < 100$). При цьому значно підвищується інтенсивність дроблення крапель розплаву, що формуються на торці струмопровідного дроту при його плавленні [25]:

$$We = \frac{\rho_g \cdot u_{rel}^2 \cdot d_p}{\sigma}, \quad (4)$$

де ρ_g – щільність газової фази, кг/м³; u_{rel}^2 – відносна швидкість між газовою фазою та часткою, м/с; d_p – діаметр частинки, м; σ – сила поверхневого натягу краплі, Н/м.

Експериментальні дані [14] показали, що використання супутнього потоку газу дозволяє значно зменшити максимальні розміри крапель з $d_{90} = 1000$ до 315 мкм, що дає змогу суттєво збільшити кількість фракцій, придатної для використання у технологіях АМ та гранульної металургії.

В останні роки розвиток даної технології плазмово-дугового розпилення полягав у вирішенні задач, пов'язаних в основному зі збільшенням ресурсу роботи внутрішніх деталей плазматрону, підвищенням продуктивності та ефективності нагріву і використання розпилюваних матеріалів. Для цього на підприємстві ТОВ «Науково-виробничий центр «ПЛАЗЕР» було спроектовано дослідно-промислоу установку PLAZER 50-PL-W (рис. 5), у якій було закладено нову конструкцію плазматрону з водяним охолодженням та оптимізованою геометрією соплової частини зі зменшеними габаритами, що дало змогу підвищити потужність зазначеного обладнання з 30 до 50 кВт (табл. 1) [18].

Це, у свою чергу, дозволило збільшити продуктивність процесу до 16...18 кг/год. та інтенсифікувати процеси диспергування розплаву, що формується на торці дроту. Також слід відзначити, що підвищення потужності набуває особливої актуальності для випадку розпилення порошкових дротів, де збільшення діаметру порошкового дроту з 1,6 до 2,4 мм та більше дозволяє значно підвищити КЗ дроту (до 40 %) і, відповідно, ступінь легування гранул, проте потребує забезпе-

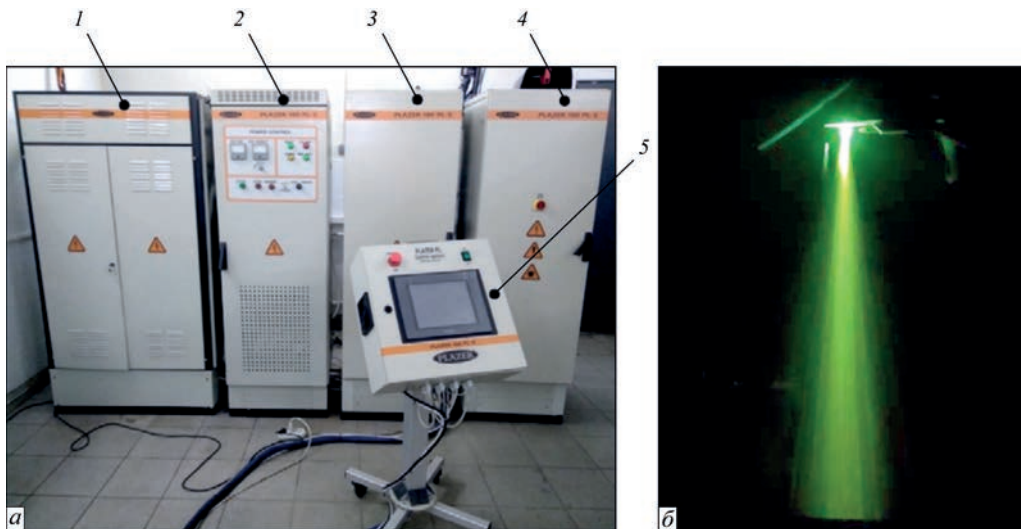


Рис. 5. Зовнішній вигляд лабораторної установки PLAZER 50-PL-W (а) і двофазного плазмового струменя (б): 1 – трансформаторне джерело живлення основної дуги; 2 – тиристорний електропривід; 3 – трансформаторне джерело живлення чергової дуги; 4 – шафа керування та газопідготовки; 5 – мобільний пульт оператора з сенсорною панеллю

Таблиця 1. Технічні характеристики установки PLAZER 50-PL-W

Параметр	Значення
Споживана потужність, кВт, не більше	50
Напруга живильної мережі трифазного змінного струму частотою 50 Гц	380 ⁺¹⁹ ₋₃₈
Напруга холостого ходу, В	160
Діапазон регулювання робочого струму, А	100...500
Діапазон регулювання робочої напруги, В	30...100
Найбільша тривалість включення, ПВ %	100
Витрати повітря при тиску 0,6 МПа, м ³ /год.	15...60
Витрати аргону або гелію при тиску 0,1 МПа, м ³ /год	1...3
Швидкість подачі дроту, м/хв	2...15
Охолодження плазмотрона	повітряне або водяне
Ресурс сопла й катоду плазмотрона, год (машинного часу)	не менше 100
Тиск води для охолодження, МПа	0,3...0,5
Витрата води на охолодження, м ³ /год	0,4...0,6
Діаметри застосовуваних дровових матеріалів, мм	1,0...2,4
Тип керування	автоматизоване
Тип контролера	ПЛК

чення належного ступеня металургійної взаємодії між компонентами, які входять до складу порошкового дроту, що обумовлює зменшення ступеня гетерогенності гранул за хімічним і фазовим складом. Розроблена установка відкриває ширші технологічні можливості процесу плазмово-дугового розпилення струмопровідних дровів, оскільки для цього було створено спеціалізовану систему керування, яка включає у себе вимірювальну, пуско-регулюючу, сигнальну апаратуру, у тому числі використання сенсорної панелі, програмованого логічного контролера (ПЛК) і розробки відповідного програмного забезпечення. Програмне забезпечення установки містить у собі всі функції керування, настроювання, індикації та аварійної сигналізації режимів роботи установки. ПЛК виконує роль виконавчого обчислювального пристрою, який на основі отриманих даних від системи моніторингу відпрацьовує коригування параметрів процесу розпилення та алгоритму роботи обладнання, змінюючи силу струму, витрати газів, швидкість подачі дроту тощо.

В ІЕЗ ім. Є.О. Патона розроблено дослідно-промислово установку для плазмово-дугової сферодизації струмопровідних матеріалів (рис. 6), де для здійснення управління та контролю швидкісними та температурними характеристиками гранул використовується зустрічний потік газу. Це дозволяє значно зменшити габарити камери розпилення – висоту камери до 3 м, оскільки стандартні промислові камери мають висоту камери не менше 10...15 м, та регулювати швидкість охолодження часток в середині камери, у т.ч. для формування дрібнокристалічної структури.

За допомогою засобів чисельного моделювання виконано розрахунки основних конструкційних параметрів цієї камери та підібрані оптимальні швидкості зустрічного потоку газу. Для цього спочатку в CFD програмному продукті було проведено моделювання процесу витікання аргонової плазми, що обдувається потоком супутнього газу, за допомогою вирішення системи МГД рівнянь (5-12) та стандартної двухпараметричної k - ϵ моделі турбулентності (13), визначено газодинамічні та температурні характеристики плазмового струменя (рис. 7):

1. Закон збереження маси:

$$\nabla \rho v \quad (5)$$

2. Закон збереження моменту:

$$\rho(\vec{V} \cdot \nabla \vec{V}) = \vec{j} \cdot \vec{B} - \nabla p + \frac{2}{3} \mu (\nabla \vec{V}) + 2 \nabla \cdot (\mu \vec{S}) \quad (6)$$

3. Закон збереження енергії:

$$\nabla \cdot (\rho \vec{V} h) = \nabla \cdot (\lambda \nabla T) + \vec{j} \cdot \vec{E} + \frac{5}{2} \frac{k_B}{e} \vec{j} \cdot \nabla T \quad (7)$$

4. Рівняння Максвелла:

$$\nabla \cdot (-\sigma \nabla \phi) = 0 \quad (8)$$

$$\vec{E} = -\nabla \phi \quad (9)$$

$$\nabla^2 \vec{A} = -\mu_0 \vec{j} \quad (10)$$

$$\vec{B} = \nabla \cdot \vec{A} \quad (11)$$

5. Закон Ома:

$$\vec{j} = \sigma \cdot \vec{E} \quad (12)$$

де ρ – щільність газу, кг/м³; \vec{V} – швидкість газу, м/с; $\vec{j} \cdot \vec{B}$ – сила Лоренца, обумовлена вектором електричного струму \vec{j} , А/м² та вектором електромагнітної індукції \vec{B} , Тл; p – тиск, Па; μ – динамічна в'язкість плазми, кг/м·с; \vec{S} – тензор швидкостей деформації; h – ентальпія, Дж/кг; \vec{E} – електричне поле, В/м; k_B – стала Больцмана, Дж/К⁻¹; e – елементарний заряд, Кл; σ – електропровідність газу, Вт/м·К; ϕ – електростатичний потенціал, В; \vec{A} – векторний потенціал електромагнітного поля, Тл·м.

$$\mu_t = \rho C \frac{k^2}{\epsilon}, \quad (13)$$

де k – кінетична енергія турбулентності, м²/с²; ϵ – швидкість дисипації турбулентної енергії, м²/с³; ρ – щільність середи, кг/м³; $C = 0,09$; величина μ_t має розмірність кг/м·с.

На наступному етапі за допомогою моделі гідродинамічного розпаду крапель Taylor Analogue Break-up (ТАВ) та отриманих експериментальних даних було проведено моделювання процесу диспергування розплаву, що формується в процесі плазмово-дугового розпилення на торці струмопровідного дроту із нержавіючої сталі AISI 316 діаметром 1,6 мм (14–17). Модель ТАВ проводить

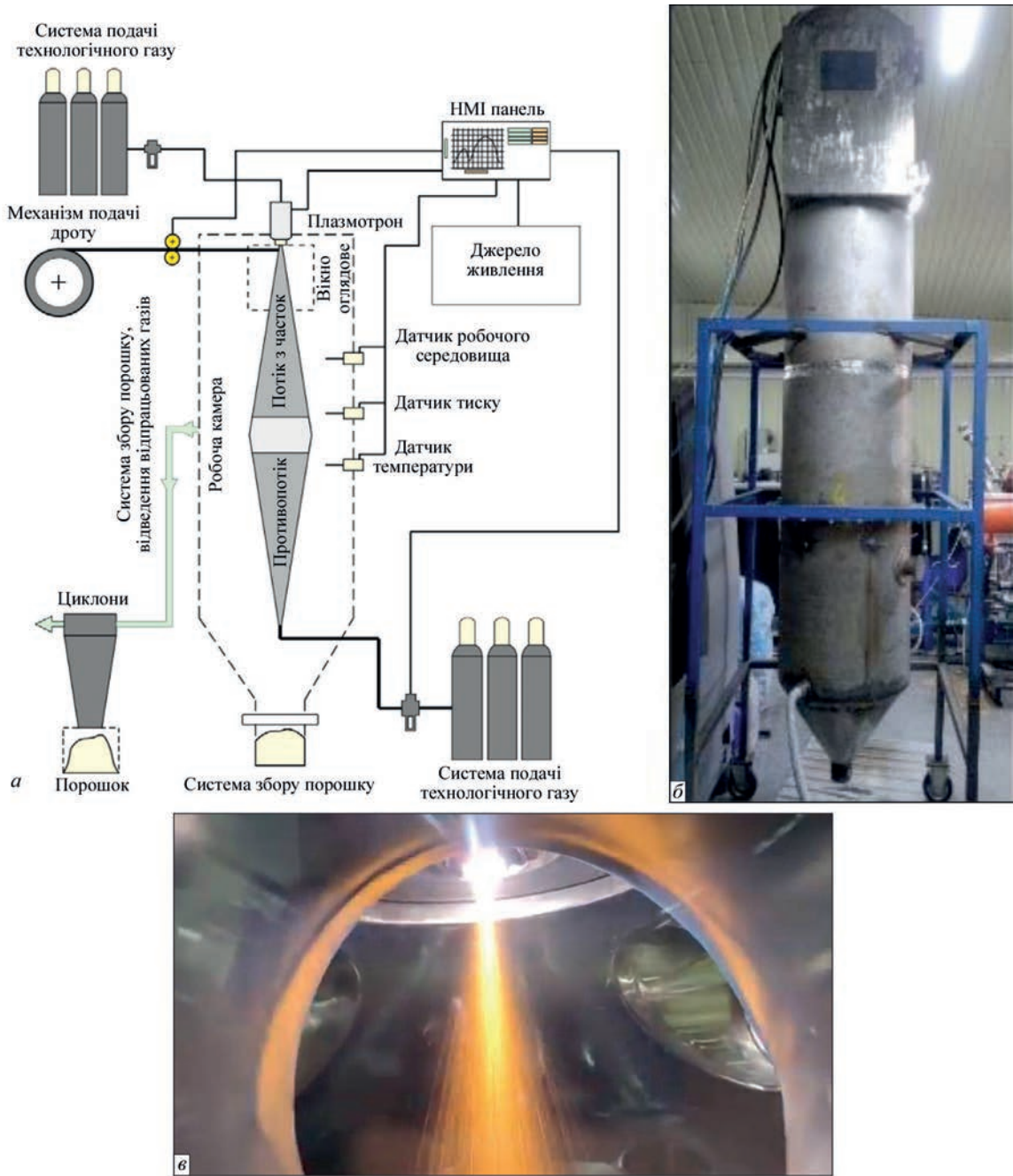


Рис. 6. Схема (а) та зовнішній вигляд (б) дослідно-промислового обладнання та візуалізація (в) процесу плазмово-дугової сферидизації струмопровідних провідних матеріалів з камерою із захисною атмосферою та газовим протитечею

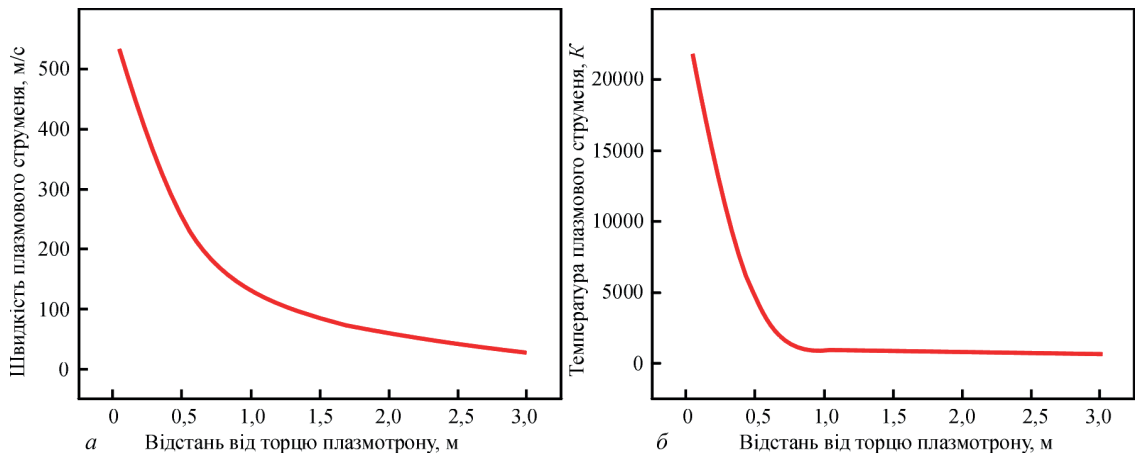


Рис. 7. Газодинамічні (а) і температурні (б) характеристики аргонної плазми, що обдуваються супутнім газом ($P = 16$ кВт)

аналогію між системою маса–пружина–демпфер і коливаннями та деформацією крапель рідини, що призводять до її подрібнення. У цій аналогії сила поверхневого натягу представлена відновлюючою або стабілізуючою силою пружини, а аеродинамічна сила газу є джерелом зовнішньої сили або сили, що дестабілізує масу, демпфуюча сила представлена характеристикою в'язкості рідини:

$$m\ddot{x} = F - kx - d\dot{x}, \quad (14)$$

де m , F , k і d – маса, сила, стала пружини та стала демпфування відповідно; x – зміщення екватора

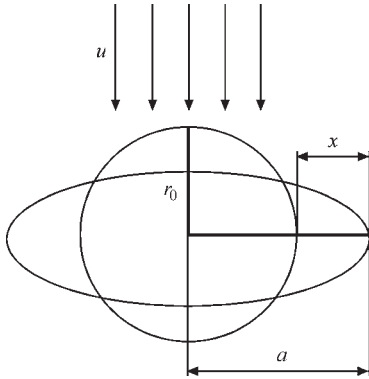


Рис. 8. Механізм деформації краплі згідно з ТАВ моделлю

краплі від положення рівноваги у формі сфери до сплющеного еліпсоїда (рис. 8).

Використовуючи коефіцієнти аналогії Тейлора, фізичні залежності коефіцієнтів у рівнянні (14) мають наступні значення:

$$\frac{F}{m} = C_f \frac{\rho_g u^2}{\rho_l r}, \quad (15)$$

$$\frac{k}{m} = C_k \frac{\sigma}{\rho_l r^3}, \quad (16)$$

$$\frac{d}{m} = C_d \frac{\mu_l}{\rho_l r^2}, \quad (17)$$

де ρ_l – щільність краплі, кг/м^3 ; ρ_g – щільність неперервної фази, кг/м^3 ; u – відносна швидкість краплі, м/с ; r – радіус вихідної краплі, м ; σ – сила поверхневого натягу краплі, Н/м ; μ_l – динамічна в'язкість краплі, $\text{кг/м}\cdot\text{с}$. Значення для безрозмірних констант $C_f = 0,33$, $C_d = 5$ та $C_k = 8$.

З'ясовано, що в процесі розпилення утворюються частки, розміри яких можуть лежати в інтервалі 20...500 мкм. Дослідження руху цих часток і теплообміну з навколишнім середовищем

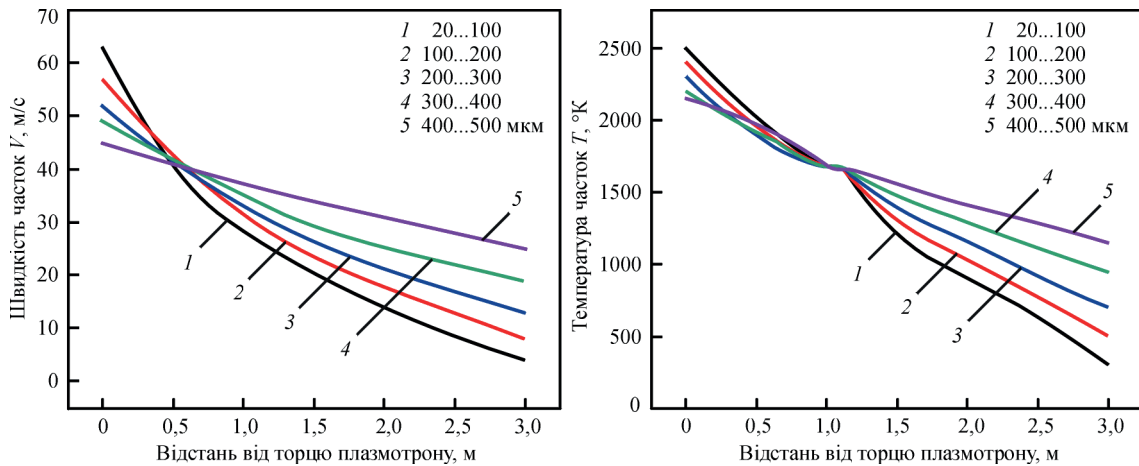


Рис. 9. Залежність зміни швидкості V (а) і температури часток T (б) на певній відстані від торцю плазматрону (без використання зустрічного потоку газу)

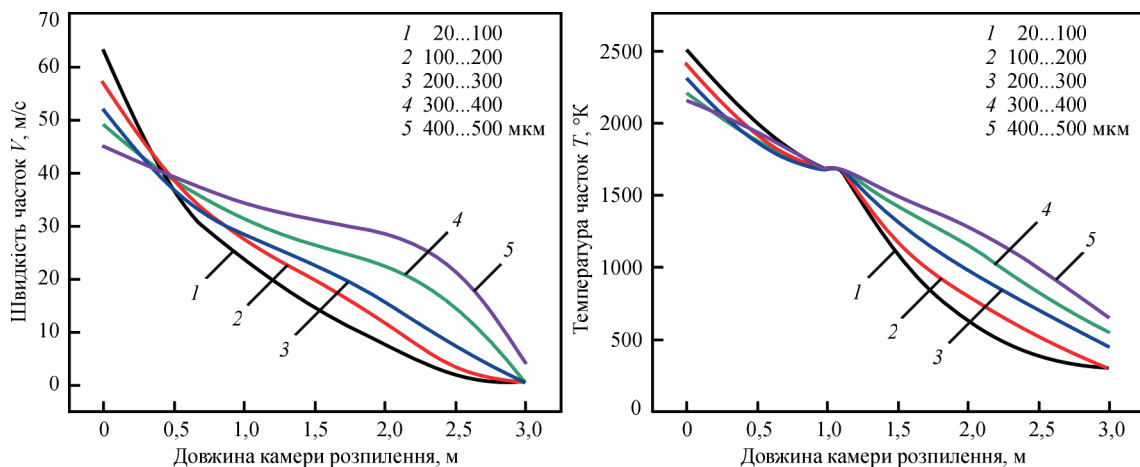


Рис. 10. Залежність зміни швидкості V (а) та температури часток T (б) на певній відстані від торцю плазматрону (з використанням зустрічного потоку газу)

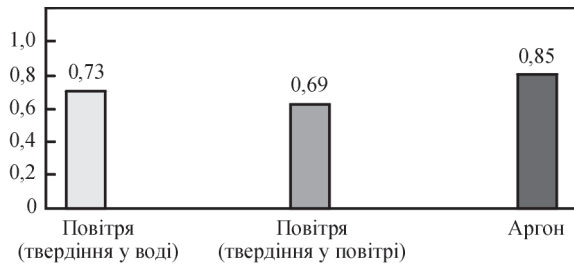


Рис. 11. Залежність параметрів сферичності розпилюваних часток із нержавіючої сталі AISI 316 фракції 20...100 мкм від типу навколишньої атмосфери ($P = 16$ кВт): 1 – повітря (твердіння у воді); 2 – повітря (твердіння у повітрі); 3 – аргон у середині камери розпилення (рис. 9) показали, що на відстані 3 м від торця плазмотрону їх швидкість у залежності від розрахованих розмірів може лежати в інтервалі 8...30 м/с., а температура – скласти 400...1200 °К. Це у свою чергу призводить до деформування часток і утворення браку продукції при їх зіткненні зі стінками збиральника порошку (при розрахунковій висоті камери, яка складає 3 м).

Показано, що зустрічний потік газу дозволяє здійснювати обробку в камерах розпилення, які мають довжину не більше 3 м, за рахунок інтенсифікації процесів гальмування часток, збільшити швидкість теплообміну між середовищем та частками (рис. 10).

Експериментальні дослідження коефіцієнту сферичності гранул із нержавіючої сталі AISI 316 (рис. 11), отриманих при розпиленні у різних середовищах, показали, що порівняно з розпиленням у повітрі застосування камер із захисною аргонною атмосферою та зустрічним потоком газу

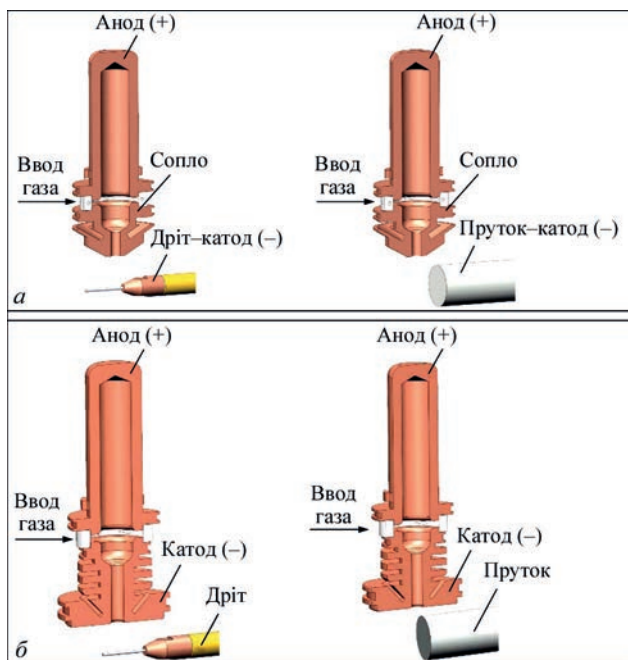


Рис. 12. Схема процесу плазмово-дугового розпилення на оберненій полярності з використанням плазмотронів з мідним пустотілим анодом: струмопровідні (а) і нейтральні (б) дроти та прутки

дозволяє підвищити коефіцієнт сферичності гранул від 0,73 до 0,85.

Також в ІЕЗ ім. Є.О. Патона виконуються роботи з дослідження процесів плазмово-дугової сферодизації нейтральних (рис. 12, а) і струмопровідних дротів (рис. 12, б) та прутків з використанням плазмотронів з мідним пустотілим анодом, які працюють на оберненій полярності.

З'ясовано, що серед існуючих технологій плазмової сферодизації спосіб плазмово-дугового розпилення на зворотній полярності (за схемою «дріт-катод» і нейтральний дріт) має ряд переваг, які викликають широкий практичний інтерес, оскільки:

- дають можливість збільшити електричну потужність (до 200 кВт) за рахунок «витягування» дуги (від 150 до 550 В) у порожниці мідного електроду за рахунок зміни газодинамічних характеристик струменя на відміну від плазмотронів, працюючих на прямій полярності, де збільшення електричної потужності відбувається за рахунок збільшення величини робочого току (від 400 до 1000 А) з використанням потужніших джерел живлення, що підвищує інтенсивність ерозії сопла та електроду, або використанням плазмотронів складної конструкції (водоохолоджувані МЕВ тощо);

- дають можливість диспергування широкої номенклатури розпилюваних матеріалів (від суцільних і порошкових дротів великих діаметрів до прутків діаметром 50 мм та більше);

- конструкція плазмотронів дозволяє формувати надзвуковий плазмовий струмінь, швидкість якого знаходиться в межах $(1,5...4,0) \cdot 10^3$ м/с, що значно інтенсифікує процеси диспергування розплаву, який формується на торці розпилюваного електроду та підвищує кількість виробленої дрібнодисперсної (<80 мкм) фракції гранул [26];

- досягається низька швидкість ерозії електроду (0,01 мг/с при 40 кВт), який не має обмежень щодо кількості його запусків у роботу, що також значно підвищує ресурс роботи плазмового обладнання;

- тепловий ККД плазмотронів з мідним пустотілим електродом знаходиться на рівні 0,80...0,85, при цьому потужність, що передається виробу плазмовим потоком $P_{п}$ при однакових режимах роботи в 1,2...1,5 рази більше, ніж на прямій полярності, внаслідок цього підвищується ефективність процесу, це дозволяє значно зменшити кількість енергії, що витрачається на плавлення одиниці об'єму дроту [27].

Дані, отримані при чисельному моделюванні зазначеного процесу (рис. 13) підтвердили, що при роботі плазмотрону на струмі зворотної полярності напруга на дузі U значно вища, ніж при роботі на струмі прямої полярності,

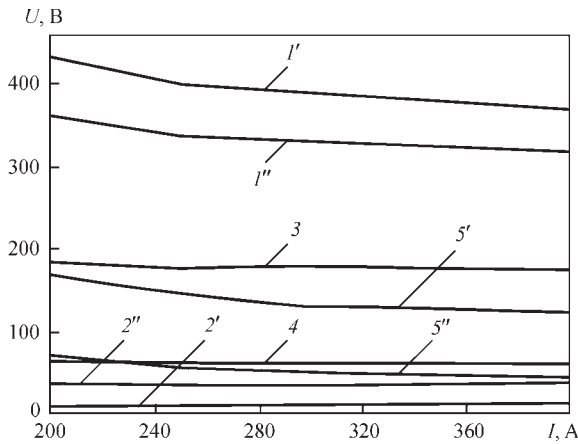


Рис. 13. Залежність напруги стиснутої дуги від струму: 1 – повна напруга на дузі; 2 – напруга всередині пустотилового електрода; 3 – напруга у плазмоформуючому каналі сопла; 4 – напруга на відкритій ділянці дуги; 5 – напруга в порожнині різки при роботі плазмотрону на зворотній (1', 5') і прямій полярностях (1'', 5'')

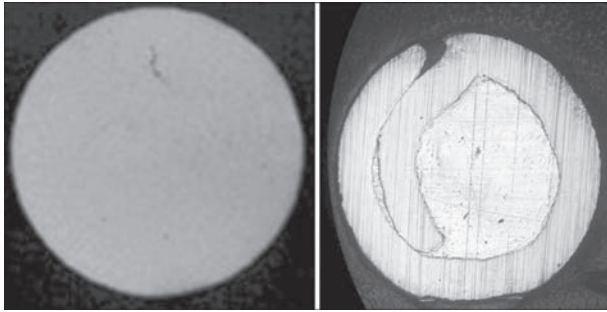


Рис. 14. SEM зображення поперечного перерізу компактного дроту із нержавіючої сталі AISI 316 (а) та порошкового дроту системи легування Fe-Al (86Fe + 14Al мас. %) (б)

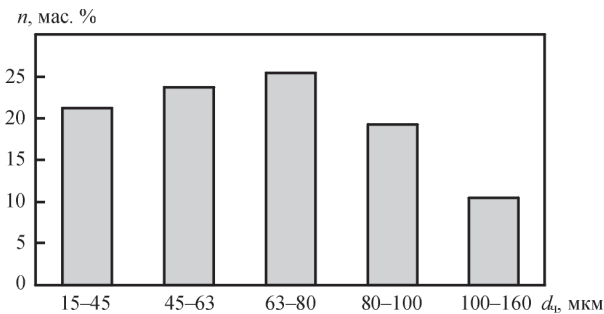


Рис. 15. Гранулометричний склад гранул, отриманих при розпиленні компактного дроту із нержавіючої сталі AISI 316

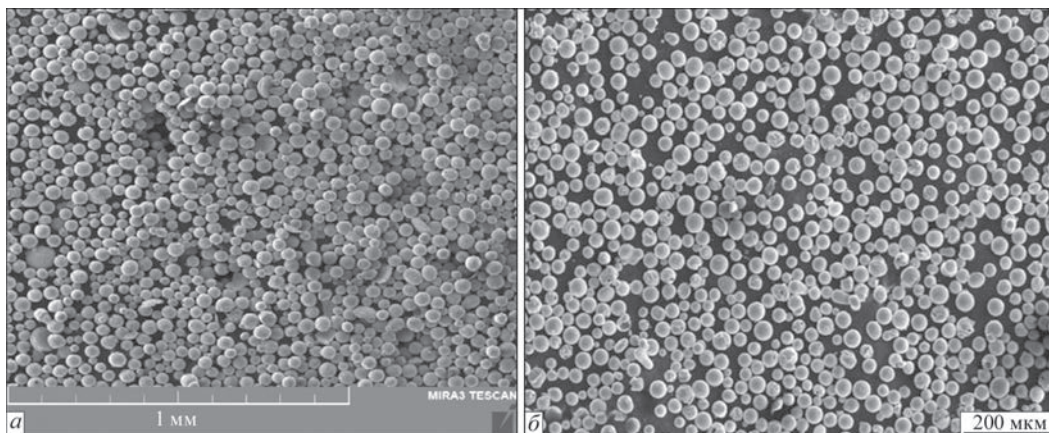


Рис. 16. SEM зображення гранул, отриманих при розпиленні компактного дроту із нержавіючої сталі AISI 316 (а) і титану марки Ti Grade2 (б) [31]

$U_{оп} \approx (1,1 \dots 1,5) U_{пн}$ ($U_{оп}$ – напруга на стиснутій дузі при роботі плазмотрону на зворотній полярності, $U_{пн}$ – напруга на стиснутій дузі під час роботи плазмотрону на прямій полярності), що обумовлює підвищену продуктивність плазмотрону [28].

Відповідно до цього було розроблено лінійку плазмотронів для розпилення нейтральних та струмопровідних матеріалів з використанням підходів напрацьованих при проектуванні та виготовленні плазмотронів для різання на оберненій полярності.

Отримання сферичних гранул плазово-дуговим розпиленням дрових матеріалів. На установці PLAZER-50-PL-W виконувались експерименти по розпиленню різних типів і марок струмопровідних компактних (рис. 14, а) та порошкових дротів (рис. 14, б) з подальшим аналізом технологічних і структурних особливостей отриманих гранул.

Так, дослідження гранулометричного складу гранул (рис. 15), отриманих при розпиленні струмопровідного компактного дроту із нержавіючої сталі AISI 316, показало, що завдяки великій кількості регульованих параметрів зазначене обладнання дозволяє отримувати сферичні гранули у діапазоні розмірів 15...315 мкм. При цьому на певних режимах розпилення є можливість отримувати високу кількість дрібнодисперсної фракції, де основною фракцією є 15...100 мкм, яка складає до 90 мас. %, де доля фракції 15...45 мкм складає 21,2 мас. %, 45...63 мкм – 23,7 мас. %, 63...80 мкм – 25,4 мас. %, 80...100 мкм – 19,2 мас. %, 100...160 мкм – 10,5 мас. %, а середній діаметр $d_{50} = 63$ мкм.

Дослідження форми цих гранул показало, що загалом вони мають правильну сферичну форму (рис. 16, а) з коефіцієнтом сферичності $S = 0,83$ та більше, а доля часток неправильної форми не перевищує 1 мас. %.

Таблиця 2. Розподіл гранулометричного складу та текучість гранул різних марок із нержавіючої сталі 316 L

Марка та метод виготовлення порошку	Розмір фракції, мкм	d_{90} , мкм	d_{50} , мкм	d_{10} , мкм	Текучість, с/50 г
MetcoAdd 316-A, GA	-45; +15	46	30	19	<20
PLAZER-30, PA	-45; +15	43	28	17	18
GA [29]	-45;+15	45	22	8	29

Результати досліджень технологічних властивостей зазначених гранул показали, що їх текучість (на прикладі фракції -45; +15 мкм) лежить на одному рівні з іншим комерційним порошком марки MetcoAdd 316-A (Oerlikon AM Co. Ltd, Німеччина), який широко використовується для методами SLM та DMLS і складає 18 с/50 г.

Також слід зазначити, що продуктивність зазначеного процесу для даного режиму розпилення струмопровідного дроту із нержавіючої сталі AISI 316 (потужність плазмової дуги $P = 18$ кВт

і сумарна витрата аргону $Q = 25$ м³/год) складає 10,5 кг/год з подальшою можливістю її збільшення. У табл. 3 наведено результати аналізу гранулометричного складу гранул, отриманих при розпиленні струмопровідних компактних дротів різного хімічного складу.

Дослідження, процесу плазмово-дугового розпилення струмопровідного порошкового дроту системи легування Fe–Al показало, що зазначений процес дозволяє отримувати сферичні гранули із високолегованих сплавів (рис. 17, в), виготовлен-

Таблиця 3. Розподіл гранулометричного складу гранул, отриманих при розпиленні струмопровідних компактних дротів різного хімічного складу

Номер	Матеріал	Діаметр дроту, мм	Потужність, кВт	Середній діаметр гранул d_{50} , мкм
1	Мідь Cu-ETP	1,2	21	52
2	Нержавіюча сталь AISI 316	1,0	18	63
3	Нікелевий сплав NiCr-3	2,0	21	184
4	Нікелевий сплав Inconel 625	1,2	22	87
5	Титан Ti Grade2	1,6	14	152

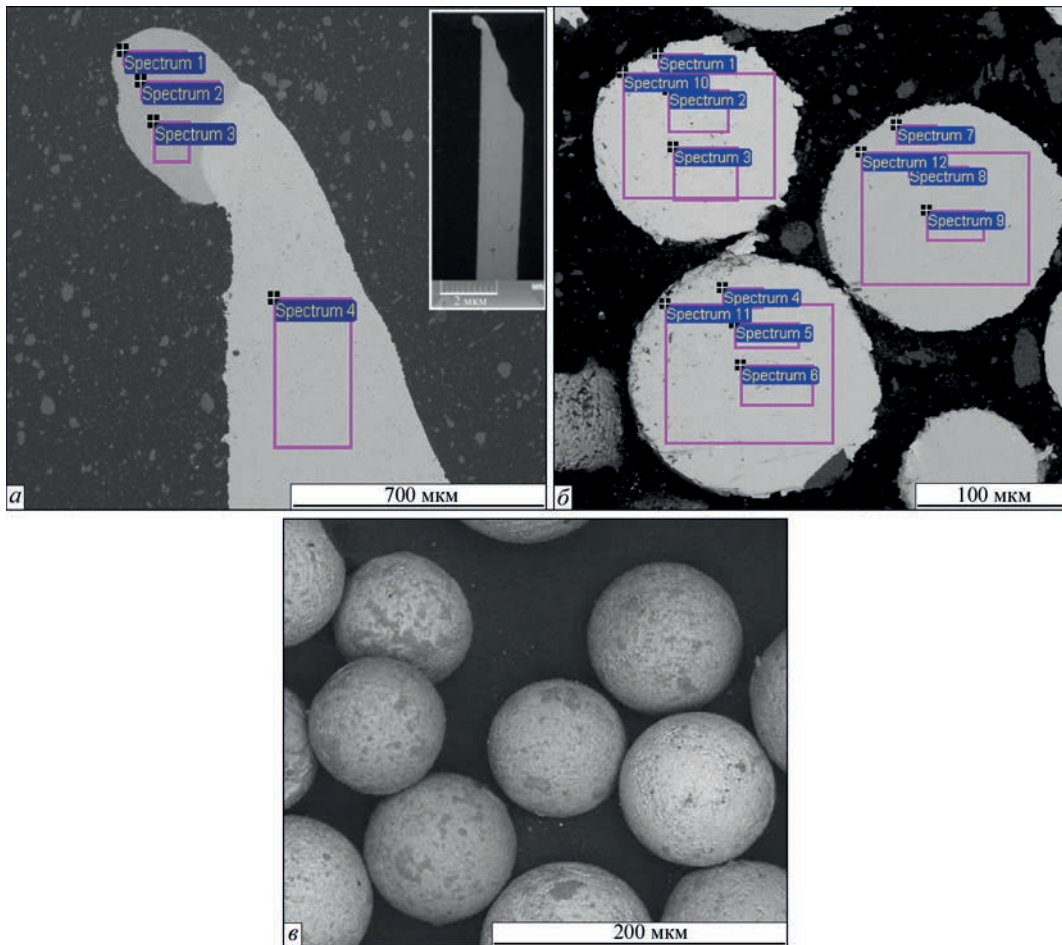


Рис. 17. СЕМ зображення торцю дроту Fe–Al після різкого обриву дуги в процесі плазмово-дугового розпилення (а), мікроструктури гранул (б) та зовнішнього виду часток (в): спектр 1, 2, 3 – зона металургійної взаємодії матеріалу дроту при його плавленні та розпиленні; спектр 4 – зона дроту, що не піддається термічному впливу; спектр 1-12 – зона з поперечним перерізом гранули

Таблиця 4. Хімічний склад локальних зон торця порошкового дроту-аноду Fe–Al після різкого обриву дуги в процесі плазово-дугового розпилення та мікроструктури гранул

Номер локальної зони (спектр)	Зображення	Хімічний склад локальних зон, атом. %			
		Fe	Al	Si	O
1	Рис. 17, а	76,49	23,51	-	-
2		75,49	24,51	-	-
3		74,15	25,85	-	-
4		99,64	-	0,36	-
1	Рис. 17, б	82,92	16,04	0,55	0,49
2		82,67	16,31	0,70	0,32
3		83,01	16,44	0,21	0,34
4		74,07	25,09	0,63	0,21
5		74,78	24,62	0,46	0,14
6		74,44	24,94	0,43	0,19
7		71,67	27,71	0,20	0,42
8		72,52	27,52	0,00	0,23
9		71,59	28,01	0,13	0,27
10		83,17	16,22	0,24	0,37
11		74,10	25,03	0,71	0,16
12		71,75	27,85	0,12	0,28

ня яких традиційними методами утруднене чи неможливе (інтерметаліди нікелю, титану, заліза та ін. сплави). Із таких гранул у подальшому можна виготовляти вироби зі складною геометрією, наприклад за технологією холодного газодинамічного наплення та подальшої ТО або ТМО. Наведено результати експериментальних досліджень процесів нагріву, плавлення та взаємодії порошкового дроту 86Fe + 14Al мас. %, який складається зі сталеві оболонки із низьковуглецевої сталі Ст-08кп і порошкового наповнювачу (алюмінію марки ПА-4) при оптимальних параметрах режиму розпилення (потужності 18 кВт) на обладнанні PLAZER–50–PL–W. Ці дослідження показали, що зазначений процес дозволяє отримувати сферичні гранули, хімічний склад яких практично не відрізняється від складу вихідного матеріалу (порошкового дроту), а доля гранул із зовнішніми та внутрішніми дефектами не перевищує 1,0...1,5 мас. % (табл. 4) при середньому діаметрі $d_{50} = 115$ мкм і долі дрібнодисперсної фракції <100 мкм до 45 мас. %.

Дослідження оплавленого торця порошкового дроту після різкого обриву дуги за допомогою методу рентгеноспектрального мікроаналізу (Tescan MIRA 3 LMU) показало, що на торці дроту має місце металургійна взаємодія розплавленої металеві оболонки та алюмінієвого наповнювача, що призводить до утворення розплаву, інтегральний хімічний склад якого відповідає інтерметаліду типу Fe₃Al (рис. 17, а, табл. 4). Дослідження гетерогенності хімічного складу інтерметалідних гранул різних фракцій (табл. 4) показало, що має місце незначна неоднорідність хімічного складу отриманих гранул. Так, доля Al може варіювати

від 16 до 28 атом. %. Але при цьому дослідження фазового складу гранул методом дифракційного рентгенофазового аналізу (ДРОН-3М, CuK α -випромінювання) показало, що доля інтерметалідної фази Fe₃Al може складати до 85 мас. %.

Отримання сферичних гранул плазово-дуговим розпиленням прутків і зливків. На установці PLAZER–50–PL–W, модернізованій під процес плазового розпилення, на оберненій полярності виконувались експерименти з розпилення компактного струмопровідного дроту із низьковуглецевої сталі марки ER70S-6 діаметром 1,6 мм та нерухомого прутка діаметром 50 мм із низьковуглецевої сталі Q235 при потужності плазової дуги у 120 кВт.

Аналіз гранулометричного складу гранул (рис. 18), отриманих при розпиленні струмопровідного дроту, показав, що в процесі розпилення утворюються сферичні гранули у діапазоні розмірів 15...630 мкм, де доля фракції 15...100 мкм складає 15,8 мас. %, 100...160 мкм – 20,2 мас. %, 160...200 мкм – 24,7 мас. %, 200...250 мкм – 23,2 мас. %, 250...315 мкм – 16,1 мас. %, а середній діаметр складає $d_{50} = 183$ мкм.

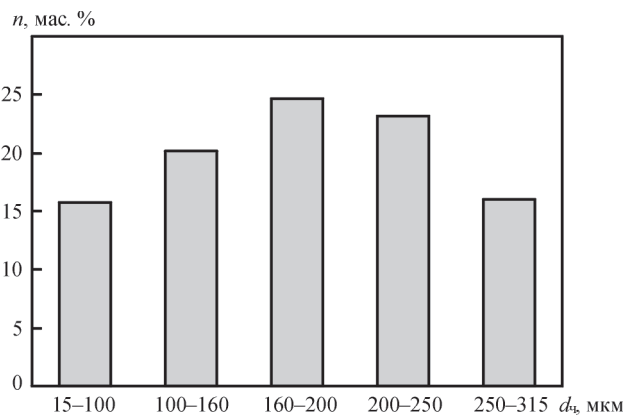


Рис. 18. Гранулометричний склад гранул, отриманих при розпиленні струмопровідного компактного дроту ER70S-6 діаметром 1,6 мм плазмотроном на оберненій полярності при потужності у 120 кВт

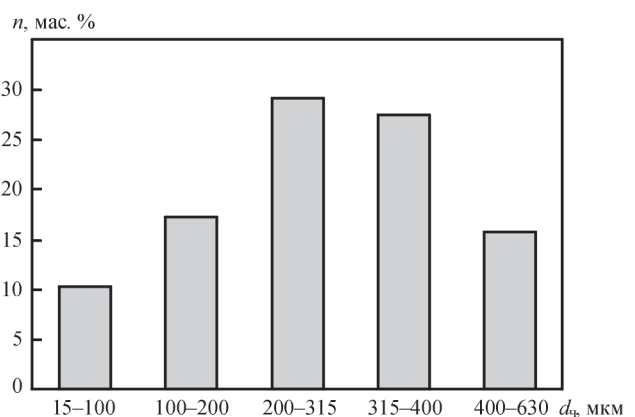


Рис. 19. Гранулометричний склад гранул, отриманих при розпиленні струмопровідного нерухомого прутка із низьковуглецевої сталі Q235 діаметром 50 мм плазмотроном на оберненій полярності при потужності у 120 кВт

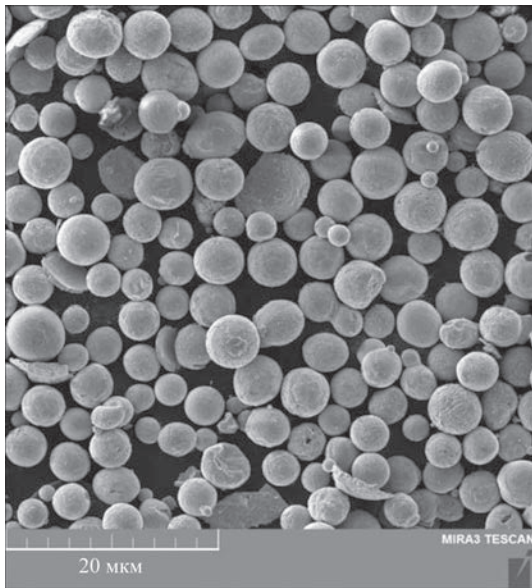


Рис. 20. СЕМ зображення гранул, отриманих при розпиленні на повітрі струмопровідного нерухомого прутка із низьковуглецевої сталі Q235 діаметром 50 мм

Аналіз гранулометричного складу гранул (рис. 19), отриманих при розпиленні струмопровідного дроту, показав, що в процесі розпилення утворюються сферичні гранули у діапазоні розмірів 15...630 мкм, де доля фракції 15...100 мкм складає 10,3 мас. %, 100...200 мкм – 17,2 мас. %, 200...315 мкм – 29,2 мас. %, 315...400 мкм – 27,5 мас. %, 400...630 мкм – 15,8 мас. %, а середній діаметр складає $d_{50} = 282$ мкм.

Дослідження форми отриманих гранул (рис. 20) показало, що загалом вони мають правильну сферичну форму (рис. 20, а) з коефіцієнтом сферичності $S = 0,75$ та більше, а доля часток неправильної форми не перевищує 5 мас. %. При цьому продуктивність процесу розпилення при потужності у 120 кВт за струмопровідним компактним дротом із низьковуглецевої сталі ER70S-6 діаметром 1,6 мм може досягати 16 кг/год., а для випадку розпилення нерухомого прутка із низьковуглецевої сталі Q235 діаметром 50 мм – 20 кг/год. Також при цьому спостерігається подальша тенденція до збільшення продуктивності при підвищенні потужності плазмової дуги до 200 кВт.

Таким чином, попри високу продуктивність зазначений процесу потребує подальшого вивчення та розробки додаткових технологічних прийомів, які дозволять суттєво збільшити кількість фракції, придатної для використання у технологіях АМ та гранульної металургії.

Висновки

1. Критичний аналіз сучасних технологій отримання сферичних гранул показав, що в загальному випадку для технологій газового розпилення розплаву характерною є наявність великої кількості сателітів і часток неправильної форми, більш низь-

кий коефіцієнт сферичності та внутригранульна аргонова пористість, що призводить до формування дефектів у нанесених шарах і викликає істотне зниження значень межі міцності, ударної в'язкості та інших механічних характеристик готових виробів. Технологія відцентрового плазмового розпилення заготовки, що обертається (PREP – Plasma Rotating Electrode Process), дозволяє уникнути більшості цих недоліків, однак експлуатація обладнання PREP пов'язана зі значними складнощами отримання дрібнодисперсної фракції <100 мкм. Для досягнення виходу зазначеної фракції більше 50 мас. % існує необхідність істотного підвищення швидкості обертання заготовки (більше 30000 об/хв), що значно ускладнює і так не просту кінематичну схему установки (зниження рівня вібрацій, проектування складних підшипникових систем та ін.). Також існують труднощі, пов'язані з виготовленням циліндричної заготовки з точними розмірами, яка повинна бути відшліфована з високою точністю тощо.

2. З'ясовано, що значний потенціал подальшого розвитку і практичного застосування при отриманні сферичних гранул має технологія плазмового розпилення, одним із різновидів якої є процес плазмово-дугового розпилення струмопровідних і нейтральних дротів, прутків і крупногабаритних зливків діаметром до 50 мм і вище. Зазначений процес характеризується вищими показниками енергоефективності та продуктивності, яка може досягати до 20 кг/год., і відносною простотою обладнання та дозволяє отримувати сферичні гранули у широкому діапазоні розмірів 15...315 мкм, при цьому кількість фракції <100 мкм може досягати до 90 мас. %. Розроблено установку нового покоління PLAZER-50-PL-W для плазмово-дугової сферодизації нейтральних і струмопровідних дротів і прутків, особливістю якої є використання плазмотрону із підвищеними струмовим навантаженням і інтелектуальною системою автоматичного керування та контролю розширеної кількості технологічних параметрів у режимі реального часу. Спроектвана камера розпилення з захисною атмосферою із газовою протитечею дозволяє значно зменшити габарити обладнання, а саме висоту камери з 10...15 до 3 м і дає змогу керувати процесами охолодження часток для формування дрібнодисперсної структури та сприяє отриманню сферичних гранул в інтервалі розмірів 20...315 мкм з коефіцієнтом сферичності 0,75...0,85.

3. Плазмово-дугові технології, розроблені в ІЕЗ ім. Є.О. Патона, дозволяють отримувати сферичні гранули із всього спектру матеріалів, які широко використовуються в галузі 3D друку високоякісних виробів методами селективного і прямого лазерного плавлення та спікання, електронно-променевого плавлення, холодного газодинамічного напилення та технологій гранульної металургії для одержан-

ня високоякісних конструкційних металевих матеріалів шляхом компактування часток (гранул) із мікрокристалічною структурою, що закристалізувалися із розплаву з високою швидкістю.

Список літератури/References

- Ilyushchenko A.F., Savich V.V. (2017) История и современное состояние аддитивных технологий в Беларуси, порошки металлов и сплавов для них. *Космічна наука і технологія*, 23(4), 33–45. DOI: <https://doi.org/10.15407/knit2017.04.033>
- Ilyushchenko A.F., Savich V.V. (2017) History and state-of-the-art of additive technologies in Belarus, powders of metals and alloys for them. *Kosmichna Nauka i Tekhnologiya*, 23(4), 33–45. [in Russian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/knit2017.04.033>
- Singh, D.D., Mahender, T., Reddy, A.R. (2021) Powder bed fusion process: A brief review. *Materials Today: Proceedings*, 46(1), 350–355. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.08.415>
- Ahn, D.G. (2021) Directed Energy Deposition (DED) Process: State of the Art. *Int. J. of Precis. Eng. and Manuf. – Green Tech.*, 8, 703–742. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40684-020-00302-7>
- Anderson, I.E. et al. (2018) Feedstock powder processing research needs for additive manufacturing development. *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.*, 22(1), 8–15. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cossms.2018.01.002>
- Chen, G., Zhao, S.Y., Tan, P. et al. (2018) A comparative study of Ti–6Al–4V powders for additive manufacturing by gas atomization, plasma rotating electrode process and plasma atomization. *Powder Technology*, 333, 38–46. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2018.04.013>
- Sun, P., Fang, Z., Zhang, Y. et al. (2017) Review of the methods for the production of spherical Ti and Ti alloy powder. *JOM*, 69, 1853–1860. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11837017-2513-5>
- Heidloff, A.J., Rieken, J.R., Anderson, I.E. et al. (2010) Advanced gas atomization processing for Ti and Ti alloy powder manufacturing. *JOM*, 62, 35–41. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11837-010-0075-x>
- Guo, K., Liu, C., Chen, S. et al. (2020) High pressure EIGA preparation and 3D printing capability of Ti–6Al–4V powder. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 30(1), 147–159. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(19\)65187-3](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(19)65187-3)
- Martín, A., Cepeda-Jiménez, C.M., Pérez-Prado, M.T. (2020) Gas atomization of γ -TiAl alloy powder for additive manufacturing. *Adv. Eng. Mater.*, 22, 1900594. DOI: <https://doi.org/10.1002/adem.201900594>
- Drawin, S., Deborde, A., Thomas, M. et al. (2020) Atomization of Ti-64 alloy using the EIGA process: comparison of the characteristics of powders produced in lab-scale and industrial-scale facilities. *MATEC Web Conf.*, 321, 07013. DOI: <https://doi.org/10.1051/mateconf/202032107013>
- Zhong, C., Chen, J., Linnenbrink, S. et al. (2016) A comparative study of Inconel 718 formed by high deposition rate laser metal deposition with GA powder and PREP powder. *Materials & Design*, 107, 386–392. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.06.037>
- Zhao, Y., Cui, Y., Numata, H. et al. (2020) Centrifugal granulation behavior in metallic powder fabrication by plasma rotating electrode process. *Sci. Rep.*, 10, 18446. DOI: <https://doi.org/10.1038/s41598-020-75503-w>
- Yang Liu, Xiao-hao Zhao, Yun-jin Lai et al. (2020) A brief introduction to the selective laser melting of Ti6Al4V powders by supreme-speed plasma rotating electrode process. *Progress in Natural Science: Materials International*, 30(1), 94–99. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2019.12.004>
- Строгонов Д.В., Коржик В.М., Цзянлун І. та ін. (2022) Вплив параметрів процесу плазмово-дугової сферидизації струмопровідного дроту із низьковуглецевої сталі на гранулометричний отриманих порошків. *Сучасна електротехнологія*, 3, 29–38. DOI: <https://doi.org/10.1037434/sem2022.03.05>
- Strogonov, D.V., Korzhyk, V.M., Jianglong Ti, et al. (2022) Influence of the parameters of the process of plasma-arc spheroidization of current-conducting wire from low-carbon steel on the granulometric composition of the produced powders. *Suchasna Elektrometal.*, 3, 29–38 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.1037434/sem2022.03.05>
- Yurtkuran, E., Ünal, R. (2022) Theoretical and experimental investigation of Ti alloy powder production using low-power plasma torches. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 32(1), 175–191. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(21\)65786-2](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(21)65786-2)
- Tsantrizos, P.G., Allaire, F., Entezarian, M. (1998) *Method of production of metal and ceramic powders by plasma atomization*. US patent, 5707419 [P], 1998–01–13.
- Cacace, S., Boccadoro, M., Semeraro, Q. (2023) Investigation on the effect of the gas-to-metal ratio on powder properties and PBF-LB/M processability. *Prog. Addit. Manuf.* DOI: <https://doi.org/10.1007/s40964-023-00490-z>
- Коржик В.М., Строгонов Д.В., Бурлаченко О.М. та ін. (2023) Установка нового покоління для плазмово-дугового нанесення покриттів і розпилення струмопровідних дрових матеріалів. *Сучасна електротехнологія*, 3, 19–27. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2020.03>
- Korzhyk, V.M., Strogonov, D.V., Burlachenko, O.M. et al. (2023) New generation unit for plasma-arc deposition of coatings and spraying of current-conducting wire materials. *Suchasna Elektrometal.*, 3, 19–27 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2020.03>
- Коржик В.М., Строгонов Д.В., Бурлаченко О.М. та ін. (2023) Ефективність процесу плазмово-дугової сферидизації струмопровідного титанового дроту. *Сучасна електротехнологія*, 1, 1–9. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2023.01.05>
- Korzhyk, V.M., Strogonov, D.V., Burlachenko, O.M. et al. (2023) Effectiveness of the process of plasma-arc spheroidization of current-conducting titanium wire. *Suchasna Elektrometal.*, 1, 1–9 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2023.01.05>
- Capus, J. (2017) AP&C: moving fast with the rise of AM. *Metal Powder Report*, 72(1), 22–24. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mprp.2016.12.001>
- Петруничев В.А., Кудинов В.В., Кулагин И.Д. (1965) Получение сфероидизированного металлического порошка распылением проволоки. *Известия АН СССР. Металлы*, 2, 68–94.
- Petrunichev, V.A., Kudinov, V.V., Kulagin, I.D. (1965) Production of spheroidized metal powder by wire spraying. *Metally*, 2, 68–94 [in Russian].
- Зеленин В.И., Кавуненко П.М., Тисенков В.В. и др. (2009) Применение плазменно-дуговой металлизации для восстановления колесных пар грузовых вагонов. *Автоматическая сварка*, 12, 36–40.
- Zelenin, V.I., Kavunenko, P.M., Tisenkov, V.V. et al. (2009) Application of plasma-arc metallization for restoration of wheel pairs. *The Paton Welding J.*, 12, 28–31.
- Коржик В.Н., Короб М.Ф. (2012) Механизированная линия PLAZER 30PL-W для плазменно-дугового проволочного напыления покрытий на крупногабаритные детали типа «вал». *Сварщик*, 4, 13–15.
- Korzhyk, V.N., Korob, M.F. (2012) Mechanized line PLAZER 30PL-W for plasma-arc wire spraying of coatings on large-sized parts of “shaft” type. *Svarshchik*, 4, 13–15 [in Russian].
- Харламов М.Ю., Кривцун И.В., Коржик В.Н. и др. (2008) Влияние рода газа спутного потока на характеристики дуговой плазмы, создаваемой плазмотроном с проволокой-анодом. *Автоматическая сварка*, 6, 19–24.
- Kharlamov, M.Yu., Krivtsun, I.V., Korzhik, V.N. et al. (2008) Effect of the type of concurrent gas flow on characteristics of the arc plasma generated by plasmatron with anode wire. *The Paton Welding J.*, 6, 14–18.
- Kharlamov, M., Krivtsun, I., Korzhyk, V., Demyanov, O. (2015) Simulation of motion, heating and breakup of molten metal droplets in the plasma jet at plasma-arc spraying. *J. of Thermal Spray Technology*, 24, 659–670. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11666-015-0216-4>
- Liu, F., Yu, D., Zhang, Q. et al. (2023) Experimental and numerical analysis of a novel reverse-polarity plasma torch with transferred arc hot-wall nozzle for atmospheric plasma spraying of YSZ coatings. *Surface and Coatings Technology*, 459, 129413. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2023.129413>
- Shechitsyn, V.Yu., Yazovskikh, V.M. (2009) Effect of polarity on the heat input into the nozzle of a plasma torch. *Welding International*, 16(6), 485–487. DOI: <https://doi.org/10.1080/09507110209549563>

28. Харламов М.Ю., Кривцун И.В., Коржик В.Н. и др. (2015) Моделирование характеристик плазмы сжатой дуги при воздушно-плазменной резке на прямой и обратной полярностях. *Автоматическая сварка*, **10**, 11-19. Kharlamov, M. Yu., Krivtsun, I. V., Korzhik, V. N. et al. (2015) Modelling the characteristics of constricted-arc plasma in straight and reverse polarity air-plasma cutting. *The Paton Welding J.*, **10**, 10-18.
29. Bouabbou, A., Vaudreuil, S. (2023) Numerical modelling of SS316L powder flowability for laser powderbed fusion. *Archives of Materials Science and Engineering*, **120(1)**, 22–29. DOI: <https://doi.org/10.5604/01.3001.0053.6014>

DEVELOPMENT OF PLASMA-ARC TECHNOLOGIES OF SPHERICAL GRANULES PRODUCTION FOR ADDITIVE MANUFACTURING AND POWDER METALLURGY

Korzhyk V.M., Strohonov D.V., Burlachenko O.M., Voitenko O.M., Kunitskyi D.V.

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

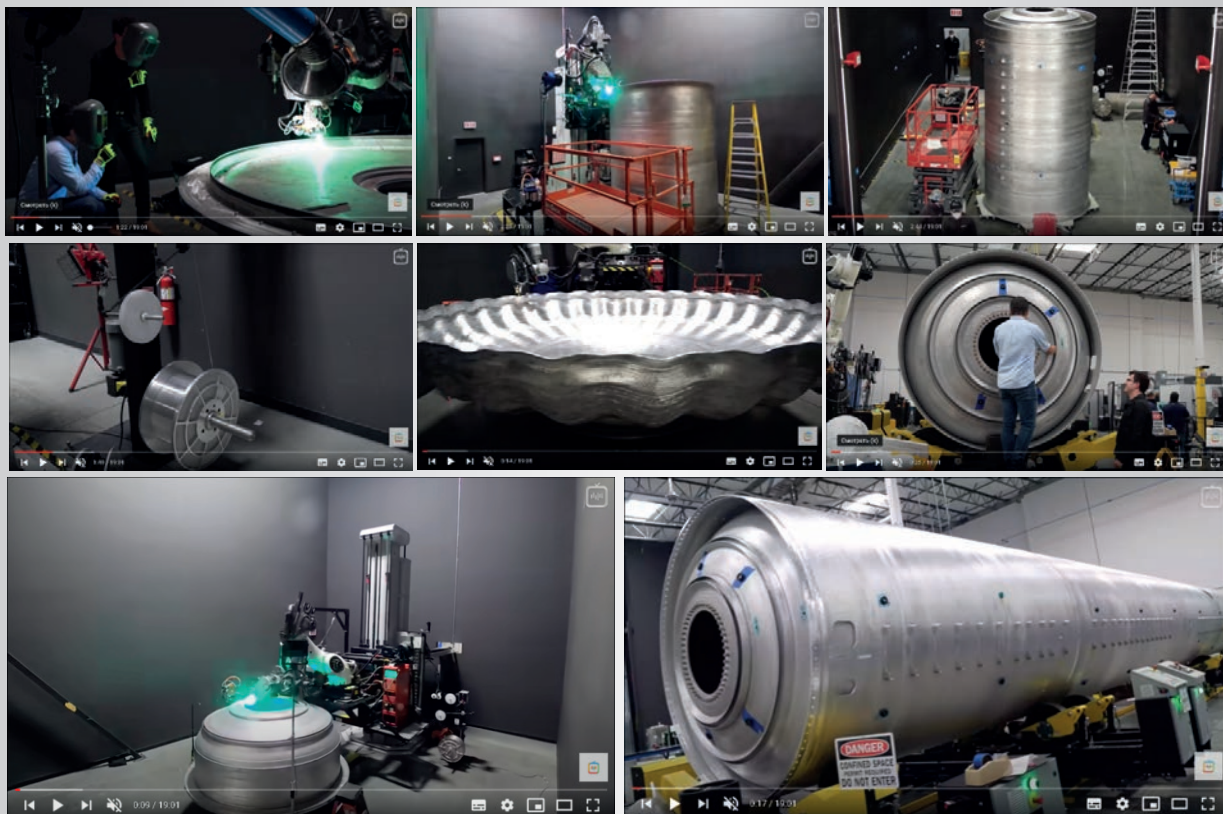
The technological and structural properties of spherical granules and the peculiarities of their production processes using industrial technologies of gas atomization, plasma rotating electrode process and plasma-arc atomization of neutral and current-carrying wires and rods are considered. It was found that among the considered methods of obtaining spherical granules, the most promising in terms of productivity, energy efficiency and simplicity of the equipment used is the method of plasma-arc atomization, which, due to the presence of a large number of technological and structural parameters of the process, allows adjusting the particles size distribution and technological properties of the granules in a wide range. Experimental studies have shown that the particles size distribution, shape factor and technological properties of granules made of titanium alloys and stainless steel obtained by plasma-arc atomization of current-carrying wire materials at the E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, together with LLC «R&D PLAZER center», are at the level of the best foreign analogues. A promising direction of increasing the energy efficiency and productivity of the process of obtaining spherical granules for additive manufacturing and granule metallurgy using the technology of plasma-arc atomization of current-carrying rods with a diameter of more than 50 mm at reversed polarity by plasma torches with a hollow copper anode is proposed. Ref. 29, Tabl. 4, Fig. 20.

Keywords: plasma-arc atomization of current-carrying wires and rods, spherical granules, additive manufacturing, selective and direct laser melting, granule metallurgy

Надійшла до редакції 19.10.2023

3D ДРУК КОСМІЧНИХ РАКЕТ

Компанія «Relativity Space» (США) розробила технологію та обладнання для 3D друку корпусу та паливних баків космічних ракет. Ракета висотою 30 м друкується за 60 днів. Використовується гібридна зварювальна технологія «дуга + лазер», швидкість друку 25,4 см/с, матеріал для друку – алюміній. Всі розміри при друці витримуються з точністю за волосину людини (до 0,1 мм). Шорсткість збільшує масу на 5...10 %, але вона не впливає на аеродинамічні властивості корпусу ракети.



<https://www.youtube.com/watch?v=kz165f1g8-E>

ТЕХНОЛОГІЧНІ МЕТОДИ КЕРУВАННЯ ФОРМУВАННЯМ МЕТАЛУ, НАПЛАВЛЕНОГО ПОРОШКОВИМИ ДРОТАМИ

А.А. Бабінець

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

Проведено комплексні порівняльні дослідження можливості керування формуванням та властивостями металу за рахунок зміни електричних параметрів при одношаровому дуговому наплавленні. У якості матеріалів використовувались електродні порошкові дроти діаметром 1,8...2,8 мм, які розроблено для трьох умов нанесення матеріалу – в середовищі захисних газів (GMAW), відкритою дугою (SSAW) та під флюсом (SAW). Металева частина дротів була розрахована таким чином, щоб отримати наплавлений метал типу теплостійкої інструментальної сталі 25X5ФМС. Дослідження виконувались у широкому діапазоні режимів: струм – 150...450 А, напруга – 20...32 В. Експериментально визначено оптимальні діапазони за величиною струму та напруги для кожного способу нанесення матеріалу та діаметру порошкового дроту, при яких забезпечується якісне формування наплавлених валиків, мінімальні глибина проплавлення та частка основного металу в наплавленому. Побудовано відповідні залежності впливу величини струму та напруги на геометричні розміри наплавлених валиків. Отримані експериментальні дані можуть бути використані у процесах адитивного виробництва при виборі оптимальних режимів дугового пошарового нанесення металічних матеріалів (WAAM) для виготовлення елементів деталей. Бібліогр. 11, табл. 3, рис. 4.

Ключові слова: дугове наплавлення, порошковий дріт, керування, режими наплавлення, формування наплавленого металу, розміри наплавлених валиків

Вступ. Відомо, що при електродуговому нанесенні металевих матеріалів формування наплавленого металу та його властивості у значній мірі визначаються електричними та технологічними параметрами процесу [1].

У сучасних умовах розвитку технологій постає питання щодо можливості використання порошкових металічних матеріалів для наплавлення та деяких методів наплавлення в адитивному виробництві. Йдеться про дугові пошарові методи нанесення матеріалу (WAAM – Wire Arc Additive Manufacturing), до яких, зокрема, відносяться такі технології як наплавлення в захисних газах (GMAW – Gas Metal Arc Welding або MIG/MAG Welding) і наплавлення методом холодного перенесення металу (CMT – Cold Metal Transfer) [2–9].

Процес дугового наплавлення порошковими дротами при виготовленні деталей в середовищі захисних газів (GMAW) або відкритою дугою (SSAW – Self-Shielded Arc Welding) при вирішенні деяких задач фактично можна віднести до вищезгаданої технології адитивного виробництва за єдиної умови, що механічна обробка наплавленого таким чином виробу має бути відсутньою або мінімальною [6].

Тому першочерговим завданням при дослідженні можливості використання дугових методів наплавлення та матеріалів для наплавлення в адитивному виробництві є визначення закономірностей впливу параметрів режиму наплавлення на геометричні розміри та якість формування наплавлених валиків.

Метою роботи є експериментальне дослідження можливості керування формуванням та властивостями металу, отриманого різними методами

дугового наплавлення порошковими дротами одного хімічного складу, але різного діаметру, за рахунок зміни електричних параметрів наплавлення.

Матеріали та методики досліджень. Для проведення порівняльних досліджень було виготовлено дев'ять дослідних партій порошкових дротів для наплавлення в середовищі захисних газів (80 % Ar + 20 % CO₂), відкритою дугою (самозахисним порошковим дротом) та під шаром флюсу (АН-26П) діаметрами 1,8; 2,4 і 2,8 мм. Металева частину шихти всіх порошкових дротів розраховували таким чином, щоб одержати наплавлений метал одного типу – 25X5ФМС. У якості основного металу використовували пластини зі сталі Ст3 завтовшки 15 мм. Величину напруги та струму під час експериментів змінювали в широкому діапазоні – 20...32 В та 150...450 А, враховуючи при цьому діаметр порошкового дроту. Швидкість наплавлення в усіх експериментах була постійною і складала 20 м/год. Наплавлення виконували на універсальній установці У-653, яку було під'єднано до джерела живлення ВДУ-505. Визначення середніх значень величини струму та напруги виконувалось за допомогою комп'ютерної інформаційно-вимірювальної системи [10].

У процесі експериментів виконували порівняльну експертну оцінку якості формування валиків, наплавлених в один шар за один прохід, визначали наявність пор та інших дефектів. Вимірювання ширини (e), висоти (g) та глибини проплавлення (h) наплавлених валиків, а також частки основного металу в наплавленому (γ_0), виконували за 6–8 макрошліфами, вирізаними з наплавлених заготовок. Усю отриману інформацію заносили в таблиці, після чого за отриманими даними будували графіки залежності відповідних параметрів наплавлення

валиків від режимів наплавлення. Для прикладу, інформацію, отриману при напавленні трьох зразків порошковим дротом діаметром 1,8 мм різними способами, наведено в табл. 1–3, а характерні макрошліфи напавлених зразків – на рис. 1.

Результати досліджень. Спосіб напавлення під шаром флюсу отримав найбільшого поширення при напавленні сильно зношених деталей. Однак використання цього методу для вирішення задач, близьких до адитивного виробництва, наприклад відновлення реборд колісної техніки,

суттєво обмежене через необхідність додаткового технологічного оснащення як для утримання рідкої зварювальної ванни, так і для утримання флюсу, що суттєво ускладнює виконання цієї операції. Тому інформацію, отриману в даних умовах, використовували в якості еталону, так як даний спосіб дозволяє в широких межах регулювати режими напавлення із отриманням якісно сформованого напавленого металу. Проте для нього характерною є значна глибина пропавлення та частка основного металу в напавленому [11].

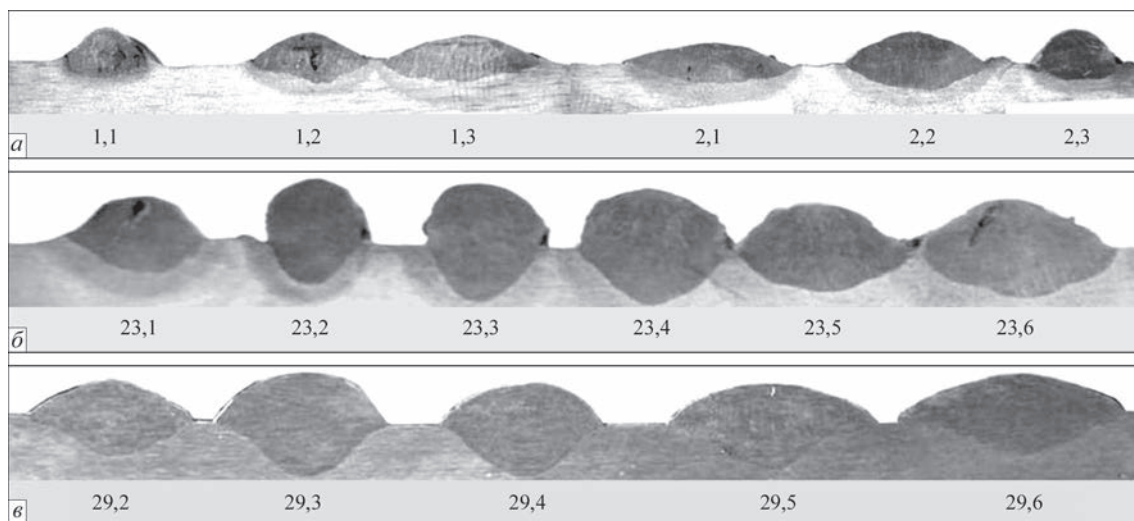


Рис. 1. Макрошліфи зразків, напавлених порошковим дротом ПП-Нп-25Х5ФМС діаметром 1,8 мм (познач. див. табл. 1–3): а – відкритою дугою; б – в середовищі захисних газів; в – під флюсом

Таблиця 1. Вплив режимів на формування валиків, напавлених самозахисним порошковим дротом ПП-Нп-25Х5ФМС діаметром 1,8 мм

Номер валка	Режим напавлення		Якість формування/наявність дефектів	Середні розміри валика, мм			$\gamma_{0\text{сеп}}$, %
	I, А	U, В		e	g	h	
1.1	178	20,3	Погане/Пори, свищі	5,4	1,6	1,1	33,5
1.2	183	23,5	Задовільне	7,2	1,4	1,9	42,8
1.3	185	25,8	Задовільне/Пори, свищі	9,8	1,2	2,1	50,5
2.1	212	26,3	Добре/Пори	10,4	1,0	1,3	53,0
2.2	218	23,4	Добре	8,8	1,7	1,5	45,0
2.3	213	20,2	Задовільне, вузький валик	6,3	2,1	1,2	35,0

Таблиця 2. Вплив режимів на формування валиків, напавлених в середовищі захисних газів порошковим дротом ПП-Нп-25Х5ФМС діаметром 1,8 мм

Номер валка	Режим напавл.		Якість формування/наявність дефектів	Середні розміри валика, мм			$\gamma_{0\text{сеп}}$, %
	I, А	U, В		e	g	h	
23.1	204	26,6	Задовільне	11,2	4,0	2,9	42,3
23.2	225	24,0	Задовільне, вузький валик	7,4	4,8	3,2	35,5
23.3	258	23,4	Задовільне	12,3	4,4	4,8	38,0
23.4	350	26,7	Добре	16,4	4,1	5,0	53,0
23.5	317	26,5	Добре	15,7	3,8	3,3	48,5
23.6	331	26,5	Добре	16,8	4,0	4,8	50,0

Таблиця 3. Вплив режимів на формування валиків, напавлених під флюсом порошковим дротом ПП-Нп-25Х5ФМС діаметром 1,8 мм

Номер валка	Режим напавл.		Якість формування/наявність дефектів	Середні розміри валика, мм			$\gamma_{0\text{сеп}}$, %
	I, А	U, В		e	g	h	
29.2	245	27,9	Задовільне	16,6	3,9	3,8	46,0
29.3	320	27,8	Добре	18,9	4,2	5,5	48,5
29.4	325	27,7	Задовільне	16,0	4,0	5,5	50,5
29.5	301	28,9	Добре	20,1	3,9	4,8	48,0
29.6	311	26,8	Добре	21,8	3,8	4,4	47,5

Графіки залежностей впливу електричних параметрів (величини струму та напруги) на геометричні характеристики валиків, наплавлених під флюсом, наведено на рис. 2. У всьому дослідженому діапазоні відмічено відсутність пор та інших дефектів в наплавленому металі.

Як видно з рис. 2, внаслідок збільшення струму, яке призводить до підвищення ефективної теплової потужності дуги, глибина проплавлення основного металу збільшується. Збільшення напруги прямо пропорційно впливає на зростання ширини валиків, але водночас призводить до деякого зменшення їх висоти. Унаслідок цього верхня частина валика отримує більш плоску форму, площа наплавленого металу зменшується, а проплавленого металу – зростає, що веде до росту частки основного металу в наплавленому.

Мінімальна величина глибини проплавлення та частки основного металу в наплавленому, при яких забезпечується якісне формування

наплавленого металу, у дослідженому діапазоні режимів при наплавленні під флюсом становить: 2,0 мм та 49...50 % (дріт діаметром 1,8 мм; $U = 30$ В, $I = 250$ А). Для діаметру порошкового дроту 1,8 мм оптимальними є наступні діапазони режимів: $U = 28...30$ В, $I = 220...300$ А; при цьому $h = 2,0...4,8$ мм, $\gamma_0 = 48...52$ %. Для діаметру 2,4 мм: $U = 28...30$ В, $I = 250...350$ А; при цьому $h = 3,7...5,4$ мм, $\gamma_0 = 48...56$ %. Для діаметру 2,8 мм: $U = 28...32$ В, $I = 250...400$ А; при цьому $h = 3,8...4,4$ мм, $\gamma_0 = 45...52$ %.

Застосування газового захисту розширює технологічні можливості у порівнянні з наплавленням під флюсом, дозволяючи наплавляти деталі складної форми із застосуванням різних просторових положень тощо. Фактично, як було сказано вище, при зведенні до мінімуму механічної обробки наплавлених поверхонь цей метод може успішно використовуватись в адитивному виробництві.

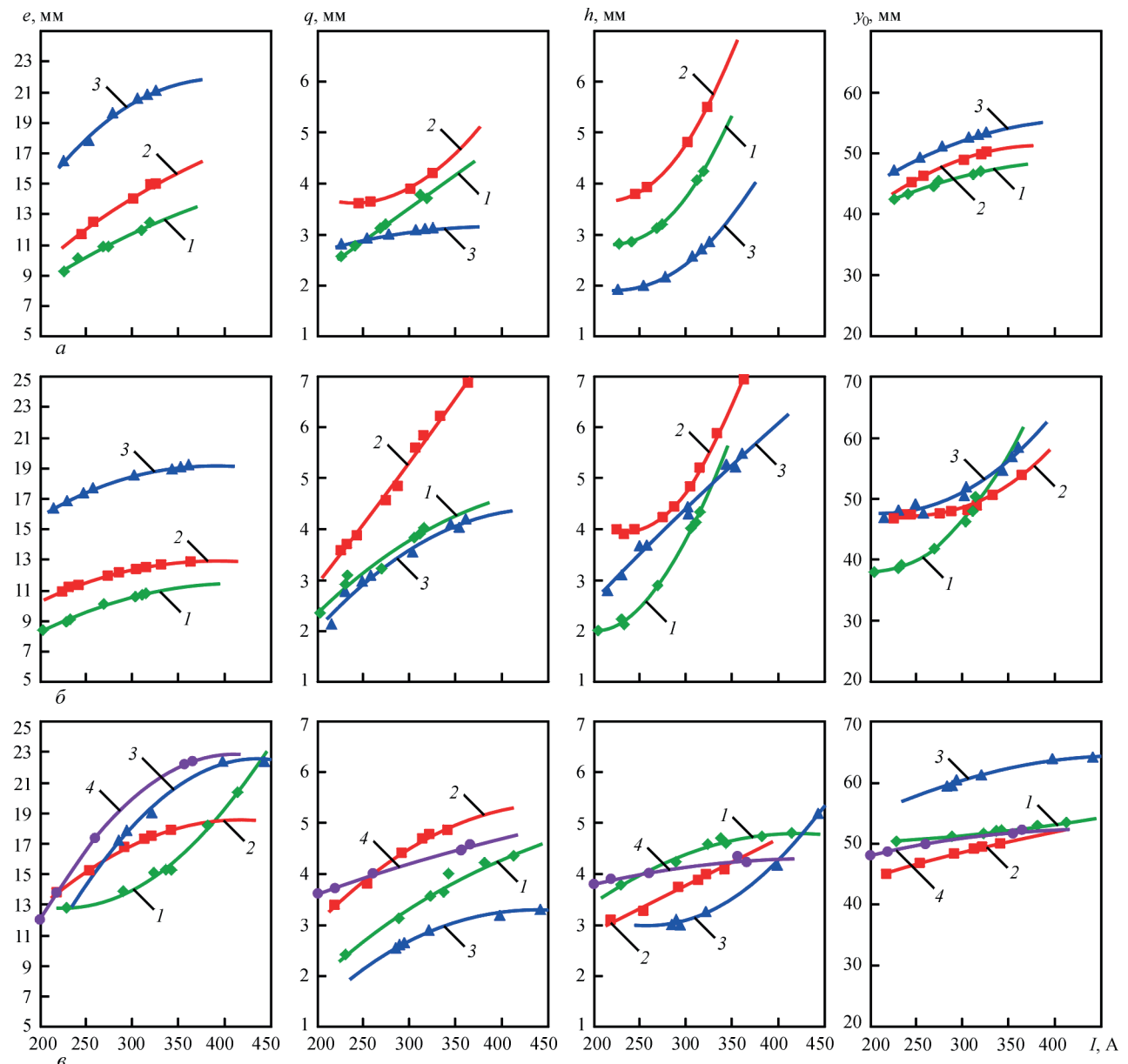


Рис. 2. Вплив струму та напруги на розміри валиків, наплавлених під шаром флюсу дротом Пп-Нп-25Х5ФМС діаметром 1,8 мм (а), 2,4 мм (б) та 2,8 мм (в): $U = 26$ В (1); 28 В (2); 30 В (3); 32 В (4)

Вплив величини струму та напруги на якість формування та розміри валиків, наплавлених в середовищі захисних газів, наведено на рис. 3.

З рис. 3 видно, що при наплавленні в середовищі захисних газів, як і при наплавленні під флюсом, підвищення струму та напруги, загалом призводить до збільшення глибини проплавлення, ширини наплавлених валиків і частки основного металу в наплавленому.

Можна відзначити меншу інтенсивність впливу величин струму та напруги на формування валиків у порівнянні з наплавленням під флюсом, що пояснюється меншим тепловим ККД даного способу через втрати на вигорання та розбризкування.

Для способу наплавлення в середовищі захисних газів мінімальна величина глибини проплавлення та частки основного металу в наплавленому складає відповідно 3,4 мм та 43...45 % (дріт діаметром 1,8 мм; $U = 26$ В, $I = 250$ А). Оптимальний

діапазон режимів, при якому забезпечується якісне формування наплавлених валиків для дроту діаметром 1,8 мм: $U = 26...27$ В, $I = 250...320$ А; при цьому $h = 3,4...3,8$ мм, $\gamma_0 = 45...50$ %. Для діаметру 2,4 мм: $U = 26...28$ В, $I = 270...350$ А; при цьому $h = 3,6...4,0$ мм, $\gamma_0 = 56...58$ %. Для діаметру 2,8 мм: $U = 27...29$ В, $I = 270...350$ А; при цьому $h = 3,2...3,7$ мм, $\gamma_0 = 60...64$ %.

Наплавлення відкритою дугою (самозахисним порошковим дротом) має ряд переваг перед розглянутими вище способами наплавлення, наприклад не потребує додаткового захисту зварювальної ванни від навколишнього середовища, однак має й основний недолік, який обмежує широке використання даного способу – це досить вузький діапазон допустимих режимів наплавлення, відхилення від якого веде до погіршення якості формування наплавленого металу та утворення

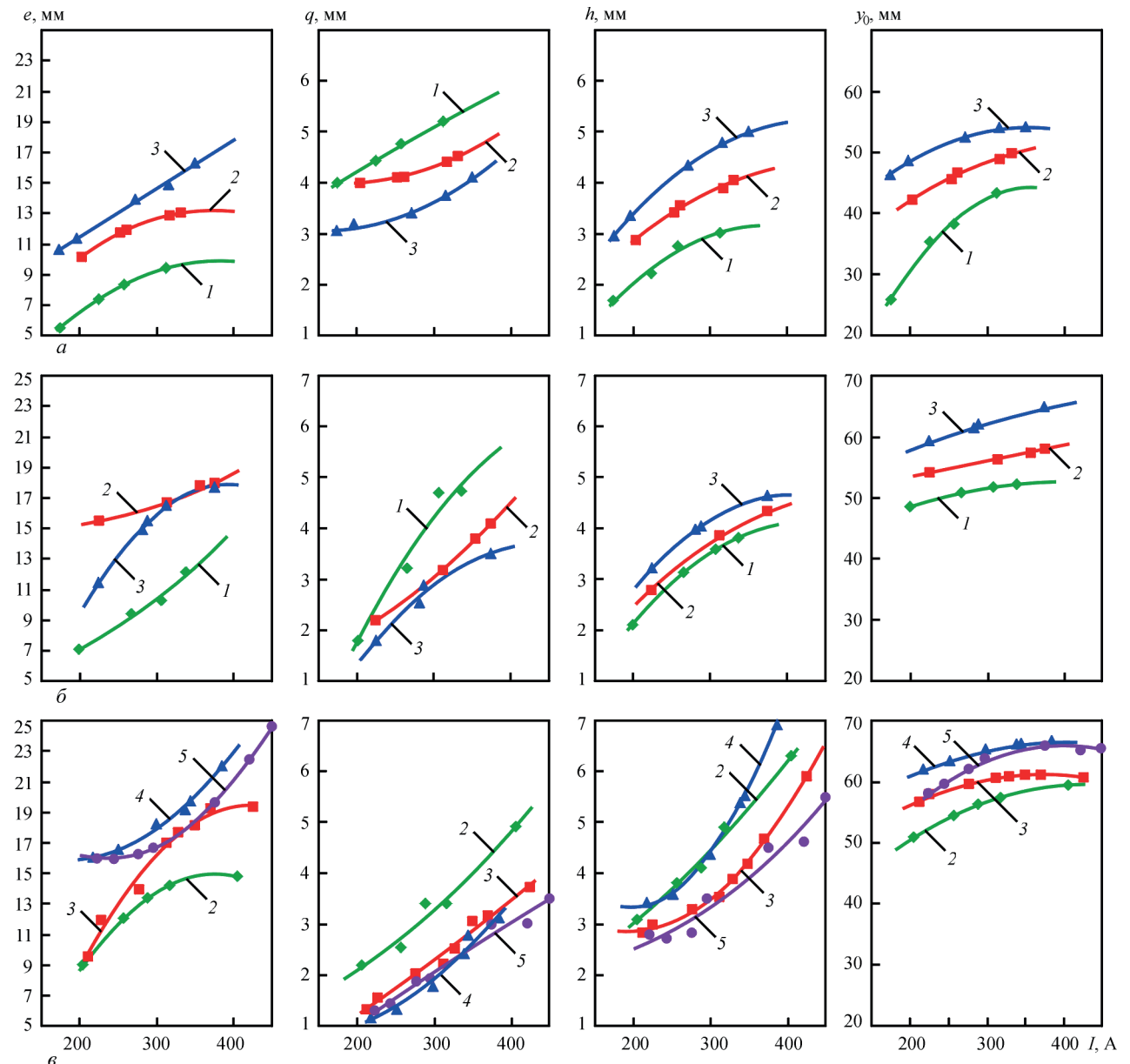


Рис. 3. Вплив струму та напруги на розміри валиків, наплавлених в середовищі захисних газів дротом Пп-Нп-25Х5ФМС діаметром 1,8 мм (а), 2,4 мм (б) та 2,8 мм (в): $U = 24$ В (1); 26 В (2); 28 В (3); 30 В (4); 32 В (5)

пор. Цей фактор може бути проблемою при розробленні технології адитивного виробництва.

Дослідження впливу електричних параметрів на формування металу при наплавленні відкритою дугою показали (рис. 4), що в даному випадку відстежується аналогічний вплив величини струму та напруги на геометричні розміри валиків, як і для двох попередніх способів.

Збільшення величини струму при незмінній величині напруги призводить до різкого збільшення глибини проплавлення та утворення високих і вузьких валиків. Це пов'язано з інтенсивнішим витисненням рідкого металу з-під електрода внаслідок збільшення тиску дуги та росту погонної енергії.

Напруга дуги мало впливає на глибину проплавлення, але суттєво впливає на ширину та висоту наплавлених валиків, якість формування та наявність дефектів в наплавленому металі. При занадто малих і занадто великих значеннях напруги формування ва-

ликів погане, у них наявні пори. Для цього способу є характерним дуже вузький діапазон «оптимальних» режимів, у першу чергу за величиною напруги.

Мінімальна глибина проплавлення та частка основного металу в наплавленому, при якому забезпечується якісне формування наплавленого металу при наплавленні відкритою дугою, складає 1,6 мм та 34...37 % (дріт діаметром 1,8 мм; $U = 22$ В, $I = 220$ А).

Для порошкового дроту діаметром 1,8 мм оптимальним є діапазон режимів: $U = 22...24$ В, $I = 200...250$ А; при цьому $h = 1,6...2,4$ мм, $\gamma_0 = 37...40$ %. Для діаметру 2,4 мм: $U = 22...24$ В, $I = 210...300$ А; при цьому $h = 1,6...2,4$ мм, $\gamma_0 = 38...52$ %. Для діаметру 2,8 мм: $U = 23...25$ В, $I = 220...300$ А; при цьому $h = 2,0...2,6$ мм, $\gamma_0 = 48...54$ %.

Для всіх розглянутих вище способів наплавлення слід відзначити наявність таких діапазонів на-

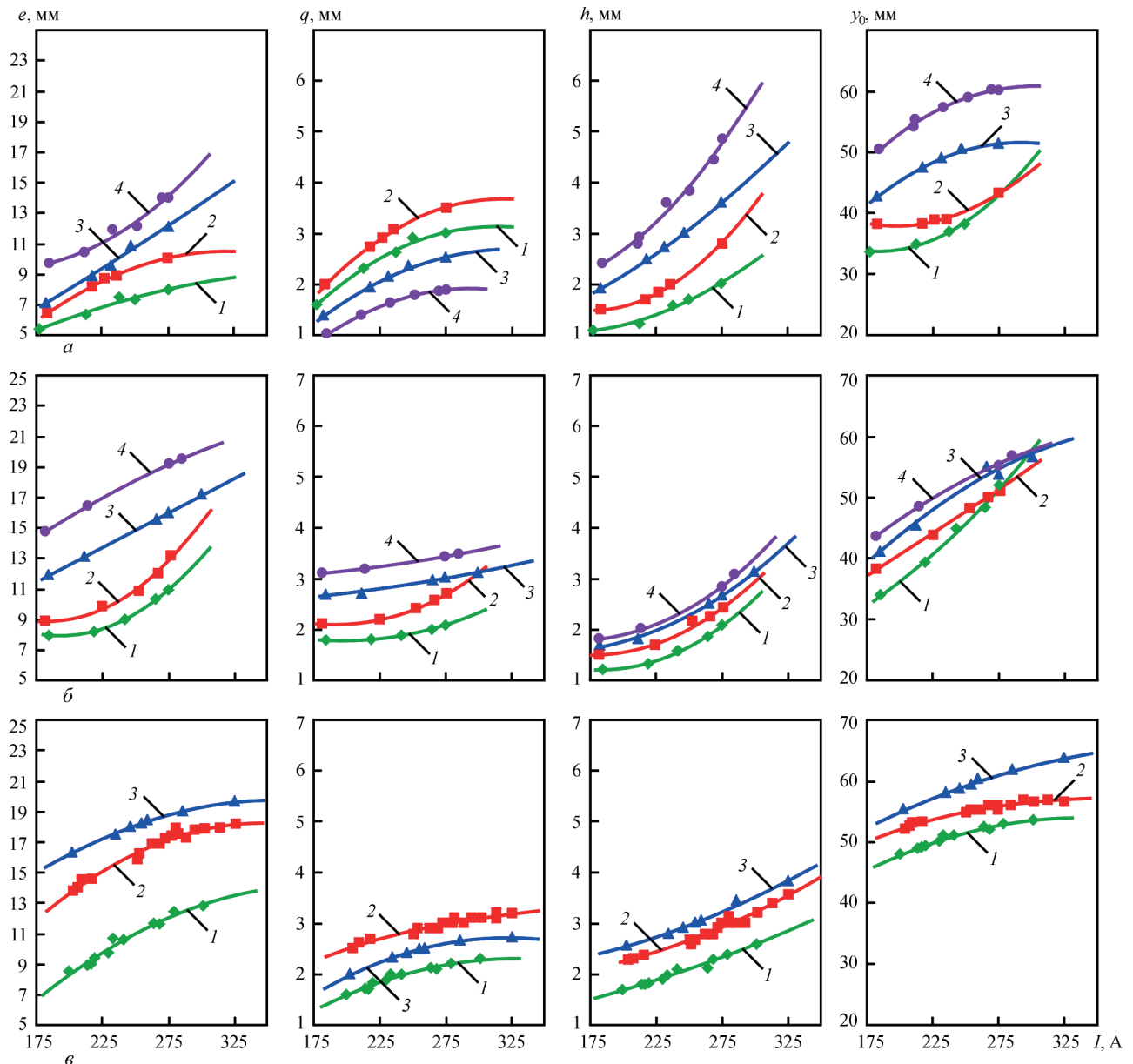


Рис. 4. Вплив струму та напруги на розміри валиків, наплавлених самозахисним дротом Пп-Нп-25Х5ФМС діаметром 1,8 мм (а), 2,4 мм (б) та 2,8 мм (в): $U = 20$ В (1); 22 В (2); 24 В (3); 26 В (4); 28 В (5); 30 В (6)

плавлення, для яких підвищення струму та напруги призводить до менш різкого збільшення глибини проплавлення та частки основного металу в наплавленому або навіть до їх деякого зменшення. Це пояснюється співвідношенням величин струму та напруги в кожному випадку, від яких залежить теплова потужність і тиск дуги та, відповідно, швидкість росту площ наплавленого та розплавленого металів. Крім того, на глибину проплавлення та частку основного металу впливає величина густини струму, тому в деяких діапазонах значень сили струму глибина проплавлення для дротів більшого діаметру може бути меншою або ж дорівнювати отриманій при наплавленні дротом меншого діаметру.

Висновки

1. Визначено оптимальні діапазони величини струму та напруги для дугового наплавлення порошковими дротами діаметром 1,8; 2,4 та 2,8 мм в середовищі захисних газів, відкритою дугою та під флюсом з точки зору отримання якісного сформованих наплавлених валиків, відсутності дефектів і мінімальних глибини проплавлення та частки основного металу в наплавленому. Визначені залежності можуть бути використані при розробці технології адитивного виробництва, заснованій на WAAM-методах, у першу чергу – GMAW-технології.

2. Для способу наплавлення в середовищі захисних газів (GMAW) і діаметру порошкового дроту 1,8 мм мінімальна величина глибини проплавлення та частки основного металу в наплавленому складає відповідно 3,4 мм та 43...45 % при $U = 26$ В, $I = 250$ А, $V = 20$ м/год.

3. Найменші величину глибини проплавлення та частку основного металу в наплавленому можна отримати при наплавленні відкритою дугою порошковим дротом діаметром 1,8 мм на режимі $U = 22$ В, $I = 220$ А; при цьому $h = 1,6$ мм, $\gamma_0 = 37$ %. Проте через наявність незначної кількості шлакового покриву та бризок на поверхні на-

плавлених валиків даний спосіб важко застосувати для адитивного виробництва.

Список літератури/References

1. Рябцев И.А., Кусков Ю.М., Переpletчиков Е.Ф., Бабинец А.А. (2021) *Наплавка. Управление проплавлением основного металла и формированием наплавленных слоев*: монография. Рябцев И.А. (ред.). Киев, Интерсервис. Ryabtsev, I.A., Kuskov, Yu.M., Pereplyotchikov, E.F., Babinets, A.A. (2021) *Surfacing. Control of base metal penetration and formation of deposited layers*: Monography. Ed. by I.A.Ryabtsev. Kyiv: Interservice [in Russian].
2. *The Future for WAAM*. [Електронний ресурс]. Режим доступу: <https://additivemanufacturing.com/2019/08/27/the-future-for-waam/>
3. Wohlers, T. (2014) *Additive manufacturing and 3D-printing state of the industry*: Annual worldwide progress report, Wohlers Associates.
4. Ding, D., Pan, Z., Cuiuri, D. et al. (2015) Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. *The Int. J. of Adv. Manuf. Technol.*, 81(4), 465–481. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-015-7077-3>
5. Bonaccorso, F., Cantelli, L., Muscato, G. (2011) Arc welding control for shaped metal deposition process. *IFAC Proceedings Volumes*, 44(1), 11636–11641. DOI: <https://doi.org/10.3182/20110828-6-IT-1002.01575>
6. Ding, D., Shen, C., Pan, Z. et al. (2016) Towards an automated robotic arc-welding-based additive manufacturing system from CAD to finished part. *Computer-Aided Design*, 73, 66–75. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cad.2015.12.003>
7. Prado-Cerqueira, J.L., Dieguez, J.L., Camacho, A.M. (2017) Preliminary development of a Wire and Arc Additive Manufacturing system (WAAM). *Procedia Manufacturing*, 13, 895–902. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2017.09.154>
8. *CMT – Cold Metal Transfer: The cold welding process for premium quality*. [Електронний ресурс]. Режим доступу: <https://www.fronius.com/en/welding-technology/world-of-welding/fronius-welding-processes/cmt>
9. Cong, B., Ding, J., Williams, S. (2015) Effect of arc mode in cold metal transfer process on porosity of additively manufactured Al–6.3%Cu alloy. *The Int. J. of Adv. Manuf. Technol.*, 76, 1593–1606. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-014-6346-x>
10. Ryabtsev, I.A., Lankin, Yu.N., Soloviov, V.G. et al. (2015) Computer information-and-measuring system for investigation of arc surfacing processes. *The Paton Welding J.*, 9, 32–35. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2015.09.05>
11. Babinets, A.A., Ryabtsev, I.A., Panfilov, A.I. et al. (2016) Influence of methods of arc surfacing with flux-cored wire on penetration of base metal and formation of deposited metal. *The Paton Welding J.*, 11, 17–22. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2016.11.03>

TECHNOLOGICAL METHODS OF CONTROLLING THE FORMATION OF METAL DEPOSITED BY FLUX-CORED WIRES

A.A. Babinets

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

Integrated comparative studies of the possibility of controlling formation and properties of metal by changing the electric parameters in single-layer arc surfacing were conducted. The materials used were flux-cored electrode wires of 1.8 – 2.8 mm diameter, which were developed for three conditions of material deposition: in shielding gas atmosphere (GMAW), with open arc (SSAW) and submerged-arc (SAW). Metal part of the wires was designed so as to produce deposited metal of the type of heat-resistant tool 25Kh5FMS steel. Studies were conducted in a broad mode range: current of 150...450 A, and voltage of 20...32 В. The optimal ranges of current and voltage were experimentally determined for each material deposition method and flux-cored wire diameter, which ensure sound formation of the deposited beads, minimal penetration depth and dilution of deposited metal by base metal. Respective dependencies of the influence of current and voltage on the deposited bead geometry were plotted. Obtained experimental data can be used in the processes of additive manufacturing at selection of optimal modes of layer-by-layer arc deposition of metal materials – wire arc additive manufacturing (WAAM) of part elements. 11 Ref., 3 Tables, 4 Fig.

Keywords: arc surfacing, flux-cored wire, control, surfacing modes, deposited metal formation, deposited bead dimensions

Надійшла до редакції 19.10.2023

ВПЛИВ ОБДУВУ ТА ЗАВАНТАЖЕНОСТІ РОБОЧОГО ПРОСТОРУ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗРАЗКІВ, ВИГОТОВЛЕНИХ ЗА SLM-ТЕХНОЛОГІЄЮ

С.В. Аджамський^{1,2}, Г.А. Кононенко^{1,3}, Р.В. Подольський^{1,3}, С.І. Бадюк¹

¹ТОВ «Аддитивні лазерні технології України». 49000, м. Дніпро, вул. Сергія Подолинського, 31в.

E-mail: info@alt-print.com

²Інститут транспортних систем і технологій НАН України. 49000, м. Дніпро, вул. Писаржевського, 5.

E-mail: itst@westa-inter.com

³Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України. 49000, м. Дніпро, пл. Академіка Стародубова, 1.

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

Наразі для вибіркового лазерного плавлення (Selective Laser Melting (SLM)) актуальним завданням є дослідження впливу характеристик обдуву та завантаженості робочого простору на механічні властивості титанового сплаву Ti6Al4V. У роботі досліджували зразки на розтяг, для яких внаслідок різної завантаженості простору побудови була пауза різної тривалості між нанесенням порошку та поверненням променю лазера. У результаті аналізу значень механічних властивостей встановлено, що характеристики міцності дослідних зразків в області вхідного сопла обдуву інертним газом мають нижче значення на 3...5 % порівняно з центральною областю платформи з розкидом значень ± 2 %, в області вихідного сопла значення на 3...5 % нижче порівняно з центральною областю, розкид значень ± 10 %. Встановлено, що збільшення паузи від 50 до 65 с призводить до зменшення характеристик міцності та пластичності на 23 та 10 %, до 80 с – 33 та 0,7 % відповідно. Бібліогр. 16, табл. 1, рис. 6.

Ключові слова: селективне лазерне плавлення, обдув, завантаженість робочого простору, сплав Ti6Al4V, механічні властивості

Вступ. Технологія вибіркового лазерного плавлення (SLM) полягає в побудові твердого об'єкта шляхом багаточиклового наплавлення тонких шарів матеріалу на раніше зроблені шари. При таких процесах матеріал піддається повному розплавленню, щоб забезпечити його зв'язок з попереднім шаром, та наступному багаторазовому нагріванню до високих температур [1, 2]. Технологія SLM є відносно новим видом обробки металу, яка дозволяє реалізувати точне виготовлення конструкцій складної форми [3, 4].

Слід зазначити, що питанням вибіркового лазерного плавлення та електронно-променевого сплавлення порошкового шару присвячено велику кількість досліджень [5–7]. Також слід урахувати, що кожне обладнання має свої технологічні аспекти, один з яких – це середовище та процеси, що відбуваються під час друку. Наприклад, процес сплавлення шляхом опромінення електронно-променевою гарматою проводять у вакуумному середовищі, а при вибіркового лазерного плавленні застосовують в більшості випадків аргон (Ar) чи азот (N₂), в інших – гелій (He) [8]. Якщо розглянути дане питання детальніше, то можна сказати, що при процесі сплавлення в результаті опромінення електронно-променевою гарматою в середовищі вакууму інтенсивність охолодження ванни

розплаву нижче через те, що впливають лише температурний градієнт і швидкість кристалізації [9]. При застосуванні інертного середовища для захисту порошкового шару ламінарними потоками газу в процесі вибіркового лазерного плавлення на швидкість охолодження ванни розплаву та сусідні шари впливає додатково газ через його відповідні фізичні властивості, швидкість і направлення потоку [10]. Таким чином, застосування раціональних параметрів керування швидкістю та розподілом потоку газу є додатковим методом впливу на механічні властивості виробу.

Наразі питаннями впливу швидкості та направлення потоку на механічні властивості та щільність приділяють велику увагу [11–13]. Цікавістю до даного питання викликана таким поширеним явищем в області друку, як викид порошку в область вихідного отвору [14, 15] через випаровування, підхоплення та перенос частинок (рис. 1), які в результаті можуть потрапити в зону дії променю лазера, вплавитися та вплинути на щільність готового виробу. Зміни вхідного потоку (конструкція сопла) призводять до зміни потоку в області друку та швидкості охолодження ванни розплаву, що також відіграють роль у формуванні якості готового виробу (рис. 2). Слід зазначити, що виготовлення деталей за даним методом у

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

Подольський Р.В. – <https://orsid.org/0000-0002-0288-0641>, Бадюк С.І. – <https://orsid.org/0000-0002-1074-3057>

© С.А. Аджамський, Г.А. Кононенко, Р.В. Подольський, С.І. Бадюк, 2023

більшості випадків є одиничним або малосерійним виробництвом, що також може мати значний вплив на повторюваність результатів. Це пов'язано з постійною зміною перерізу деталей, їх кількості та інтенсивності дії променя лазера.

У результаті проведених досліджень авторами [11] було проаналізовано вплив потоку інертного газу на частинки порошку, що викидалися та поверталися на поверхню шару порошку під час процесу друку, що є загальним явищем у технології SLM. У результаті дослідження було встановлено, що на щільність виготовлених за технологією SLM деталей впливала морфологія перенесених частинок. Що ще важливіше, зразки, надруковані за допомогою процесу SLM, не є однорідними за щільністю через вплив потоку газу.

У роботі [12] було встановлено, що однорідність потоку газу в процесі SLM має значний вплив на щільність і міцність на розрив надрукованих деталей. Авторами було встановлено раціональний діапазон швидкості потоку аргону в діапазоні 1,3...2,0 м/с для друку.

Оскільки автори роботи [13] не розглядали питання щільності та механічних властивостей дослідних зразків у реальних умовах друку (з друком деталей різного перерізу та кількості), то дослідження зразків-свідків, виготовлених в одному процесі друку разом з виробами, є безумовно актуальним.

З вище зазначеного випливає, що питання впливу швидкості охолодження, циркуляції потоку газу та завантаженості робочого простору на

щільність дослідних зразків і механічні властивості недостатньо досліджене та має фундаментальне й практичне значення.

Метою даної роботи є дослідження впливу завантаженості робочого простору (тривалості паузи між формуванням шарів), швидкості та особливостей циркуляції потоку на механічні властивості в умовах експлуатації машини Alfa-150D.

Матеріал та методика досліджень. У роботі були досліджені випробувальні зразки на розтягування, виготовлені на машині для 3D друку Alfa-150D виробництва ТОВ «АЛТ Україна» [5] з металевого порошку титанового сплаву Ti-6Al-4V хімічного складу, ваг. %: Al = 6,21; V = 4,03; Fe = 0,04; C = 0,1; O = 0,7; N = 0,02; Ti – база [16], гранулометричний аналіз представлено на рис. 3.

Машини 3D друку Alfa-150D виробництва ТОВ «АЛТ Україна» з областю друку 150×150 мм оснащена вхідним та вихідним соплом для максимального збирання інертного газу, що поступає через вхідне сопло без його розсіювання по робочій камері. Для того щоб проходило збирання інертного газу та при цьому не відбувалося здування порошку, швидкість потоку над робочою платформою в зоні друку була прийнята 1,5 м/с. Робочим газом є аргон з постійними густиною та температурою. Між основним і допоміжним вхідними соплами потік розподілений таким чином, що на основному соплі 70 % від повної витрати аргону, а на допоміжному – 30 %. Введення допоміжного вхідного сопла в верхній частині робочої камери

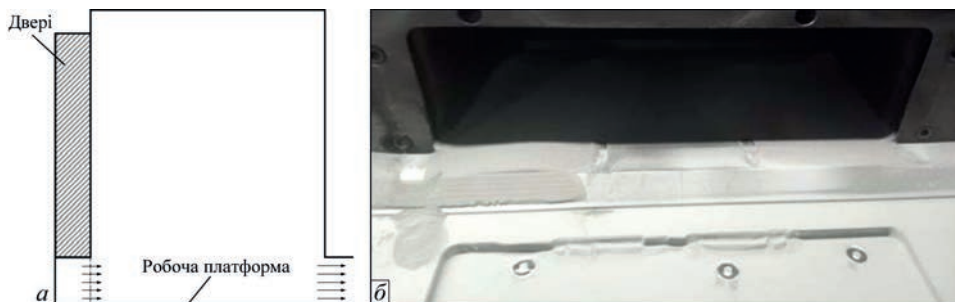


Рис. 1. Схема розташування вхідного та вихідного отвору (а), викид частинок порошку сплаву Ti6Al4V біля області вихідного отвору (б)

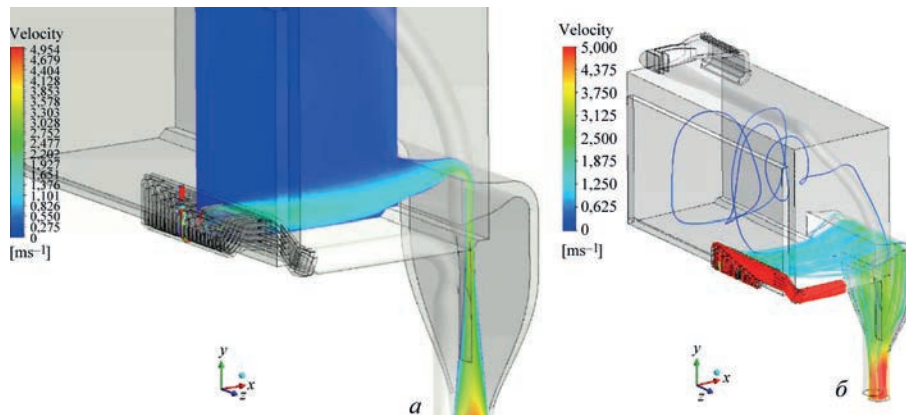


Рис. 2. Відображення руху газу в робочій камері машини Alfa-150D: а – еюра швидкості; б – лінії потоку

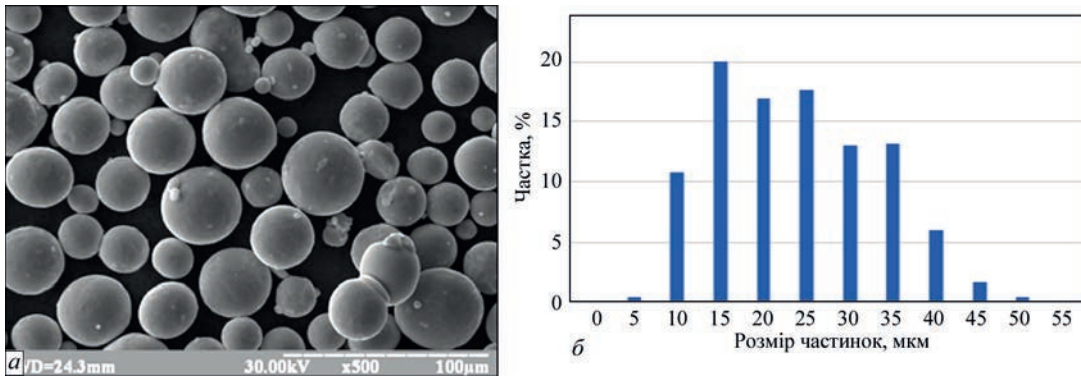


Рис. 3. Частинки вихідного матеріалу Ti-6Al-4V при збільшенні 500 (а) та результати гранулометричного аналізу (б) [16]

призвело до того, що відбувається зменшення розсіювання потоку під час його руху від основного вхідного сопла до вихідного. У даному випадку потік має ламінарний режим протікання.

Були виготовлені у вертикальному напрямі дослідні циліндричні зразки для випробування на розтягування з діаметром робочої зони 3 мм та довжиною робочої зони 20 мм (рис. 4). Рациональні параметри друку було встановлено в [16] при товщині нанесеного шару 40 мкм: відстань між треками 0,03 мм, потужність 195 Вт, швидкість проходження променя 1050 мм/с. Механічна обробка зразків до чистових розмірів проводилось із засто-

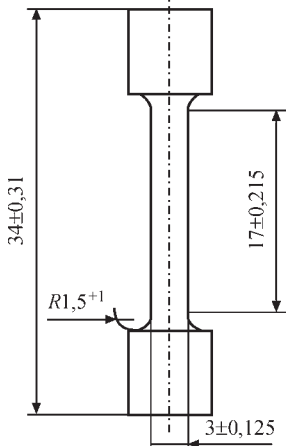


Рис. 4. Схема розташування місця контрольованої зупинки друку випробувального зразка

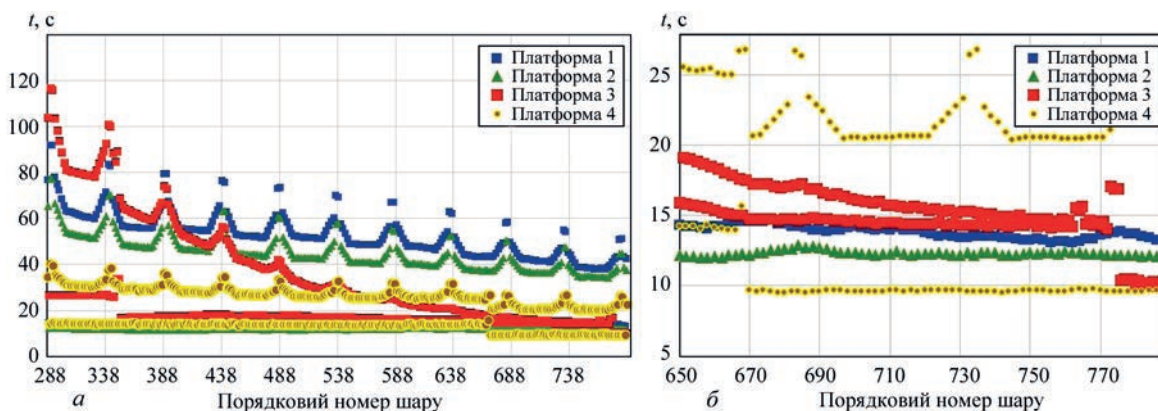


Рис. 5. Розподілу часу друку шару порошку в області робочої зони зразка на розтягування: а – робоча зона дослідного зразку від 288 до 787 шару; б – робоча зона дослідного зразку від 650 до 787 шару; 1 – платформа 1; 2 – платформа 2; 3 – платформа 3; 4 – платформа 4

суванням токарного верстата HAAS ST10. Механічні властивості визначали при випробуванні на розтягування за стандартною методикою на машині INSTRON.

Результати досліджень. Дослідні зразки виготовлялись з повнотілою деталлю з метою імітації процесу друку при експлуатації машини Alfa-150D. У залежності від площі повнотілої деталі була пауза різної тривалості між нанесенням порошку та поверненням променя лазера, а саме: платформа 1 – 65 с, платформа 2 – 50 с, платформа 3 – 80 с, платформа 4 – 20 с. На основі даної імітації отримано графіки розподілу часу друку шару робочої зони зразків (рис. 5).

З аналізу процесу виготовлення зразків в області робочої зони зразків (криві по осі Y – 10...20 с, по осі X – номер шару 670–787, платформи 3, 4) встановлено, що зі змінною перерізу деталей час повернення лазера до етапу плавлення робочої зони зразків зменшується на 33 %. Слід зазначити, що під час процесу виготовлення деталей на платформі 3 було завершення друку деталі, а на платформі 4 друк продовжувався без зміни перерізу. З аналізу залежності час–номер шару було встановлено, що завершення друку основного тіла не відіграє роль у зменшенні часу повернення променя лазера. Таким чином встановлено, що в процесі плавлення дослідних зразків-свідків значний вплив відіграє змінний переріз деталі.

Механічні властивості дослідних зразків

Маркування	Номер платформи	Тривалість паузи, с	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
1	1	65	1209,7	1093,1	3,3	12,8
2			1168,9	1027,7	3,1	17,6
3			1061,6	997,2	2,0	9,0
4	2	50	1316,1	1178,7	7,0	34,2
5			1313,3	1209,7	7	26,0
6			1305,5	1242,3	9,9	22,3
7	3	80	1237,6	1155,9	4,2	25,0
8			1319,1	1278,8	9,0	28,3
9			1287,5	1201,6	3,2	23,0
10			1316,3	1223,6	5,1	33,9
11			1247,4	1173,0	4,5	28,2
12			1273,3	1188,3	2,1	28,1
13			1342,7	1272,6	7,5	27,3
14	4	20	1380,1	1287,3	2,5	24,3
15			1347,9	1255,7	4,2	23,7
16			1298,9	1178,7	3,6	30,4
17			1345,3	1217,8	4,7	24,3

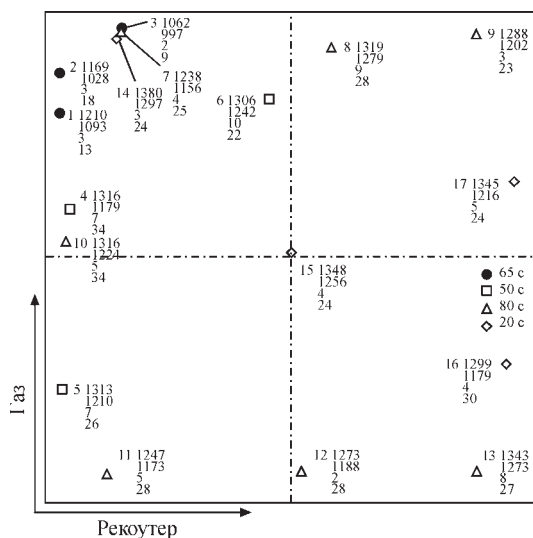


Рис. 6. Схема розташування зразків на платформі в процесі побудови: \blacklozenge – 65 с; \bullet – 50 с; \blacktriangle – 80 с; \blacklozenge – 20 с

З результатів аналізу залежності час–номер шару було встановлено, що дослідні зразки-свідки платформ 1 і 2 у залежності від перерізу деталі зазнають впливу на час повернення променя лазера. Область друку робочої зони зразка-свідка має лінійний характер, а в залежності від зменшення перерізу деталі (платформа 2) зміна часу повернення зменшується на 18 % для зразків-свідків порівняно з платформою 1.

На рис. 6 представлено схему розташування, а в таблиці – значення механічних властивостей дослідних зразків. Слід зазначити, що зразки № 3, 7, 14 були виготовленні в однаковій області робочої платформи та відрізняються лише часом нанесення шару та сканування, а саме 65, 50 і 20 с відповідно. З результатів досліджень встановлено, що зі збільшенням часу між нанесеними шаром та часом сканування від 50 с відбувається зменшення характеристик міцності та пластичності на 23 та 10 %, 33 та 0,7 % відповідно.

У результаті аналізу значень механічних властивостей встановлено, що характеристики міцності дослідних зразків в області вхідного сопла обдуву інертним газом мають нижче значення на 3...5 % порівняно з центральною областю платформи з розкидом значень ± 2 %, в області вихідного сопла значення на 3...5 % нижче порівняно з центральною областю та мають розкид значень ± 10 %. Це вказує на вплив системи обдуву та завантаженості робочого простору на механічні властивості. Таким чином, встановлено, що швидкість і циркуляція потоку відповідно до схеми на рис. 2, а саме в області вихідного сопла (рис 1, б) впливає на отримання стабільних показників механічних властивостей в даній області.

Висновки

1. У результаті аналізу значень механічних властивостей дослідних зразків встановлено, що їх характеристики міцності в області вхідного сопла мають нижче значення на 3...5 % порівняно з центральною областю платформи з розкидом значень ± 2 %, в області вихідного сопла значення на 3...5 % нижче порівняно з центральною областю та мають розкид значень ± 10 %.

2. Встановлено, що завантаженість робочого простору та пауза між нанесенням шару та скануванням відіграє роль зі збільшенням часу від 50 с, а саме зменшення характеристик міцності та пластичності на 65 с – 23 та 10 %, 80 с – 33 та 0,7 % відповідно.

3. У результаті досліджень було встановлено, що завантаженість робочого простору має значущий вплив на механічні властивості порівняно зі швидкістю потоку, але циркуляція потоку відіграє найбільшу роль в області вихідного сопла.

Список літератури/References

- Williams, R.J., Piglione, A., Rønneberg, T. et al. (2019) In situ thermography for laser powder bed fusion: Effects of layer temperature on porosity, microstructure and mechanical properties. *Additive Manufacturing*, **30**, 100880. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100880>
- Grasso, M., Colosimo, B.M. (2017) Process defects and in situ monitoring methods in metal powder bed fusion: a review. *Measurement Science and Technology*, **28**, 044005. DOI: <https://doi.org/10.1088/1361-6501/aa5c4f>
- Aage, N., Andreassen, E., Lazarov, B.S., Sigmund, O. (2017) Giga-voxel computational morphogenesis for structural design. *Nature*, **550**, 84–86. DOI: <https://doi.org/10.1038/nature23911>
- Wang, P., Song, J., Nai, M.L.S., Wei, J. (2020) Experimental analysis of additively manufactured component and design guidelines for lightweight structures: A case study using electron beam melting. *Addit. Manuf.*, **33**, 101088. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101088>
- Adjamskiy, S., Kononenko, G., Podolskiy, R., Badyuk, S. (2022) *Implementation of selective laser melting technology in Ukraine*. Kyiv, Naukova Dumka. [Впровадження технології селективного лазерного плавлення в Україні]. DOI: <https://doi.org/10.15407/978-966-00-1856-3>
- Fu, D., Li, X., Zhang, M. et al. (2020) Influence of effective laser energy on the structure and mechanical properties of laser melting deposited Ti6Al4V alloy. *Materials (Basel)*, **13**(4), 962. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma13040962>
- Gong, H., Gu, H., Zeng, K. et al. (2014) Melt pool characterization for selective laser melting of Ti–6Al–4V pre-alloyed powder. *Solid Freeform Fabrication Symposium*, Austin Texas, pp. 256–267. DOI: <http://dx.doi.org/10.26153/tsw/15682>
- Amano, H., Ishimoto, T., Suganuma, R. et al. (2021) Effect of a helium gas atmosphere on the mechanical properties of Ti–6Al–4V alloy built with laser powder bed fusion: A comparative study with argon gas. *Additive Manufacturing*, **48**(B), 102444. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102444>
- Xiao, L., Song, W., Hu, M., Li, P. (2019) Compressive properties and micro-structural characteristics of Ti–6Al–4V fabricated by electron beam melting and selective laser melting. *Mater. Sci. Eng.:A*, **764**, 138204. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138204>
- Herzog, D., Seyda, V., Wycisk, E., Emmelmann, C. (2016) Additive manufacturing of metals. *Acta Mater.*, **117**, 371–392. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.019>
- Nguyen, D.S., Park, H.S., Lee, C.M. (2018) Effect of cleaning gas stream on products in selective laser melting. *Materials and Manufacturing Processes*, **34**(4), 455–461. DOI: <https://doi.org/10.1080/10426914.2018.1512132>
- Liu, Z., Yang, Y., Wang, D. et al. (2022) Flow field analysis for multilayer powder bed fusion and the influence of gas flow distribution on parts quality. *Rapid Prototyping J.*, **28**(9), 1706–1716. DOI: <https://doi.org/10.1108/RPJ-12-2021-0351>
- Ferrar, L. Mullen, E. Jones, R. Stamp, C.J. Sutcliffe (2012) Gas flow effects on selective laser melting (SLM) manufacturing performance. *J. of Materials Processing Technology*, **212**(2), 355–364. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.09.020>
- Zhao, C., Fezzaa, K., Cunningham, R.-W. et al. (2017) Real-time monitoring of laser powder bed fusion process using high-speed X-ray imaging and diffraction. *Sci. Rep.*, **7**, 3602. DOI: <https://doi.org/10.1038/s41598-017-03761-2>
- Hiroshi, N., Yousuke, K., Koji, N., Seiji, K. (2015) Elucidation of melt flows and spatter formation mechanisms during high power laser welding or pure titanium. *J. Laser Appl.*, **27**, 032012. DOI: <https://doi.org/10.2351/1.4922383>
- Adjamskiy, S.V., Kononenko, G.A., Podolskiy, R.V. (2022) Influence of heat treatment of specimens from Ti6Al4V manufactured by the technology of selective laser melting on structure and mechanical properties. *The Paton Welding J.*, **9**, 21–26. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2022.09.04>

INFLUENCE OF BLOWING AND LOADING OF WORKING SPACE ON MECHANICAL PROPERTIES OF SAMPLES MANUFACTURED USING SLM TECHNOLOGY

S.V. Adzhamskiy^{1,2}, G.A. Kononenko^{1,3}, R.V. Podolskiy^{1,3}, S.I. Badyuk¹¹ LLC «Additive Laser Technology of Ukraine». 49000, Serhiy Podolynskiy, 31 v str., Dnipro, E-mail: info@alt-print.com² Institute of Transport Systems and Technologies of the NAS of Ukraine, 49000, Pysarzhevsky 5 str., Dnipro
E-mail: itst@westa-inter.com³ Z.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

At present for selective laser melting (SLM, Selective Laser Melting (SLM)), studying the influence of the characteristics of blowing and loading of the working space on mechanical properties of titanium Ti6Al4V alloy is an urgent task. In the work, tensile samples were studied, for which as a result of different loading of the building space, there was a pause of different duration between the application of powder and return of the laser beam. Based on the analysis of the values of mechanical properties, it was found that characteristics of strength of test samples in the area of the inlet nozzle of inert gas blowing have a value lower by 3...5% compared to the central area of the platform with a range of values of $\pm 2\%$, in the area of the outlet nozzle, the value is lower by 3...5% compared to the central area, a range of values is $\pm 10\%$. It was found that an increase in the pause from 50 to 65 s leads to a decrease in strength and ductility characteristics by 23 and 10%, up to 80 s by 33 and 0.7%, respectively. Ref. 16, Tabl. 1, Fig. 6.

Key words: selective laser melting, blowing, loading of the working space, Ti6Al4V alloy, mechanical properties

Надійшла до редакції 23.10.2023

ПЕРЕДПЛАТА 2024

Журнали	Вартість передплати на друковані версії журналів*, грн.			
	місяць	квартал	півроку	рік
«Автоматичне зварювання», видається з 1948 р., 6 випусків на рік. ISSN 0005-111X. Передплатний індекс 70031.	–	–	900	1800
«Сучасна електromеталургія», видається з 1985 р., 4 випуски на рік. ISSN 2415-8445. Передплатний індекс 70693.	–	300	600	1200
«Технічна діагностика та неруйнівний контроль», видається з 1989 р., 4 випуски на рік. ISSN 0235-3474. Передплатний індекс 74475.	–	300	600	1200
«The Paton Welding Journal»**, видається з 2000 р., 12 випусків на рік. ISSN 0957-798X. Передплатний індекс 21971.	600	1800	3600	7200

*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою банделроллю.

** 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 електromеталургія», «Технічна діагностика та неруйнівний контроль».

МЕТАЛЕВО-ПОРОШКОВИЙ ДРІТ НА ОСНОВІ ТИТАНУ ЯК МАТЕРІАЛ ДЛЯ АДДИТИВНОГО ВИРОБНИЦТВА ДЕТАЛЕЙ

С.Л. Шваб¹, Р.В. Селін¹, С.В. Ахонін¹, М.М. Ворон², Д.В. Ковальчук³

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

²ФТІМС НАН України. 03142, м. Київ, бул. Академіка Вернадського, 34

³ПрАТ «НВО «Червона Хвиля». 04114, м. Київ, вул. Дубровицька, 28. E-mail: dmytro@xbeam3d.com

У роботі показано можливість виготовлення металопорошкових дротів на основі високоміцних титанових сплавів різного складу (систем Ti–5Al–5Mo–5V–1Fe–1Cr та Ti–5Al–5Mo–5V–4Nb–1,5Cr–1Fe–2,5Zr), сплаву на основі титану медичного призначення (система Ti–13Zr–13Nb) та конструкційного титанового сплаву ВТ6 (система Ti–6Al–4V), армованого частинками TiC. Відображено технологічні моменти експериментального виробництва металопорошкових дротів методом волочіння та наступних перетяжок. Проведено дослідження із застосування цих матеріалів у якості присадного металу при WAAM технології як при аргонодуговому, так і при електронно-променевому способах наплавлення. Бібліогр. 21, табл. 1, рис. 10.

Ключові слова: високоміцні титанові сплави, металопорошковий дріт, WAAM, TIG, xBeam 3D Metal Printing

Вступ. Технології адитивного виробництва стали альтернативою звичайним методам виробництва деталей із високою доданою вартістю, включаючи ті, що стосуються аерокосмічної галузі, та біомедичних продуктів, які вимагають дуже складних та індивідуальних підходів при малих обсягах. Адитивне виробництво дозволяє виготовляти ці необхідні складні деталі за короткий час із постійною вартістю.

Серед різних матеріалів сплави на основі титану все частіше застосовуються при WAAM (Wire Arc Additive Manufacturing) методі завдяки їх використанню в аерокосмічній промисловості для виробництва планерних конструкцій. Міцні, як Ti–6Al–4V (ВТ6), та високоміцні двофазні титанові сплави користуються великим попитом в авіакосмічній галузі завдяки високій питомій міцності, корозійній стійкості, стійкості до пошкоджень та сумісності з композитними матеріалами з графітового волокна [1]. З різних доступних підходів процес WAAM має ряд переваг перед іншими технологіями 3D друку, включаючи: високий коефіцієнт використання матеріалу (99 % [2]) та енергоефективність (~ 70 % [3]), нижчі капітальні витрати на обладнання, високу продуктивність процесу друку [4].

На сьогоднішній день існує ряд дротів суцільного перерізу на основі титану, які випускаються промисловістю. Для TIG зварювання деталей з титанових сплавів з невисоким вмістом легуючих елементів у якості присадного матеріалу використовують промислові дроти з чистого титану. Також існують дроти суцільного перерізу на основі титану з підвищеним вмістом легуючих елементів. Межа міцності металу таких дротів не Шваб С.Л. – <https://orcid.org/0000-0002-4627-9786>, Селін Р.В. – <https://orcid.org/0000-0002-2990-1131>, Ахонін С.В. – <https://orcid.org/0000-0002-7746-2946>, Ворон М.М. <https://orcid.org/0000-0002-0804-9496>, Ковальчук Д.В. – <https://orcid.org/0000-0001-9016-097X>

© С.Л. Шваб, Р.В. Селін, С.В. Ахонін, М.М. Ворон, Д.В. Ковальчук, 2023

перевищує 870 МПа. Виробництво якісних дротів суцільного перерізу з високоміцних титанових сплавів дуже складне, так як підвищена міцність металу не дозволяє отримувати дроти без дефектів. Раніше були зроблені спроби з виробництва дроту зі сплаву Ti–5Al–5Mo–5V–1Fe–1Cr (ВТ22), міцність якого сягає понад 1000 МПа [5]. На поверхні цього дроту були виявлені тріщини та надриви, що може стати джерелом забруднень наплавленого металу і, як наслідок, зниження його якості. Тому промислове виробництво дротів з високоміцних титанових сплавів відсутнє.

Незважаючи на велику кількість досліджень з виробництва деталей методом WAAM, переважна частина досліджень прикута лише отриманню деталей із застосуванням суцільних дротів. Практично відсутні дослідження з використання порошкового дроту для отримання деталей із високоміцних титанових сплавів цим методом. Застосування порошкового дроту при отриманні деталей методом WAAM дозволяє виробляти деталі з високоміцних титанових сплавів та значно збільшити номенклатуру титанових сплавів, які можна використовувати для отримання деталей цим методом.

Одним із важливих і складних технологічних процесів при виробництві металопорошкових дротів є підготовка їх осердя – металеві складові, тобто самого порошку. Сьогодні в Україні існує два способи виробництва порошків на основі титану.

За першим способом подрібнення легуваного титану проводиться за допомогою методу термохімічного окрихчування за допомогою водню – метод гідрування-дегідрування (HDH – Hydrogenation-DeHydrogenation) [6]. При цьому

процесі металеві блоки титану піддають гідруванню для підвищення крихкості титану. Крихкий титановий блок дроблять механічним шляхом і розсіюють за фракціями. Сукупність технологічних рішень виробництва таких порошків титану дозволяє отримувати щільніший матеріал з меншим вмістом шкідливих домішок, що підвищує якість порошку та покращує його морфологію.

Другий спосіб отримання порошку на основі титанових сплавів – це метод плазмового розпилення заготовки PREP (Plasma Rotating Electrode Process) [7]. Спосіб полягає в наступному: електрод сплаву, що розпорошується, обертається навколо горизонтальної осі, а його вільний кінець розплавляють за допомогою плазмотрона. Краплі розплавленого металу зриваються з електроду, що обертається, і кристалізуються у вільному польоті до зіткнення зі стінками камери розпорошення. У камері, де обертається електрод і відбувається розпилення, повинно бути захисне від окислення середовище. Це дозволяє отримувати порошки з високою чистотою поверхні. Частинки порошку гладкі, сферичної форми, середній розмір частинок 200 мкм, вихід частинок з розмірами від 50 до 500 мкм складає 75 %. Однією з переваг порошків, отриманих цим способом – це їх висока плинність і чистота (низький вміст кисню) [8].

Метою роботи, з огляду на складність виготовлення якісних дротів суцільного перерізу на основі міцних та високоміцних титанових сплавів, було отримання та застосування металопорошкових дротів на основі цих сплавів для адитивного

виробництва деталей, де в якості осердя застосовуються порошки, які в свою чергу підготовлені способами HDH і PREP.

Результати та їх обговорення. Отримання металопорошкового дроту. Розробка та виробництво металопорошкових дротів на основі титанових сплавів відбувається методом волочіння та наступних перетяжок на установці, яка призначена для виробництва титанових порошкових дротів (рис. 1). У якості оболонки застосовується титанова фольга марки BT1-00 завтовшки 0,2 мм. У залежності від типу порошку застосовується відповідний дозатор шихти. При використанні порошку, отриманого способом PREP, гранули в середині сформованої трубки мають недостатній взаємний контакт, тому при попаданні дуги на такий дріт вони вивільняються, більша частина їх не попадає в зварювальну ванну, налипає на вольфрамовий електрод, що порушує стабільність протікання процесу. З цієї метою попередньо способом деформування змінюється їх форма.

Дозування шихти в сформовану трубку здійснюється через направляючу насадку бункера-дозатора, оснащену шибром-регулятором (рис. 2, а). Для забезпечення попереднього ущільнення шихти та необхідного значення перекриття країв стрічки використовується філь'ера, що обертається, встановлена після останньої пари формуючих роликів. Напрямок обертання філь'ери повинен співпадати з напрямом напуску стрічки закриття трубки (рис. 2, б, в). Перетяжка сформованого дроту здійснюється за допомогою набору філь'ер

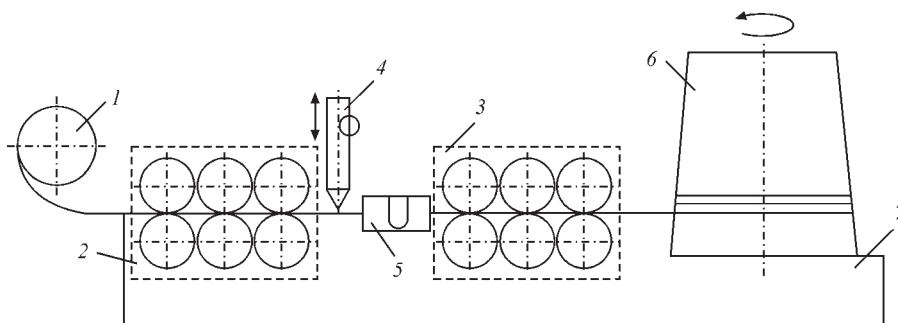


Рис. 1. Схема волочильного верстата для виробництва порошкового титанового дроту: 1 – касета; 2, 3 – роликів кліт; 4 – дозатор; 5 – U-подібна планка; 6 – барабан; 7 – станина

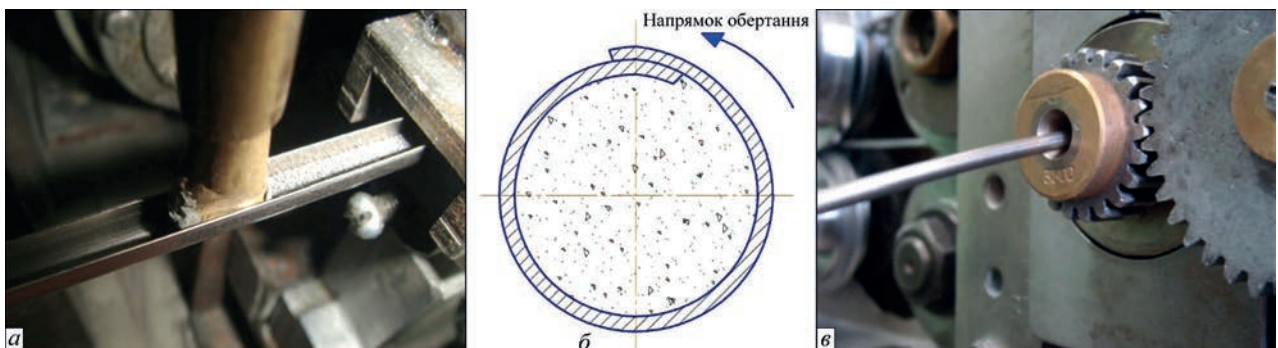


Рис. 2. Процес формування та перетяжки металопорошкового дроту: а – дозування шихти; б – схема закриття оболонки; в – філь'ера, що обертається

Таблиця 1. Хімічний склад титанового сплаву VT22, % мас. (ГОСТ 19807-91)

Ti	Al	V	Mo	Fe	Cr	[O]	[H]	[N]
Основа	4,4...5,7	4,0...5,5	4,0...5,5	0,5...1,5	0,5...2,0	0,18	0,015	0,05

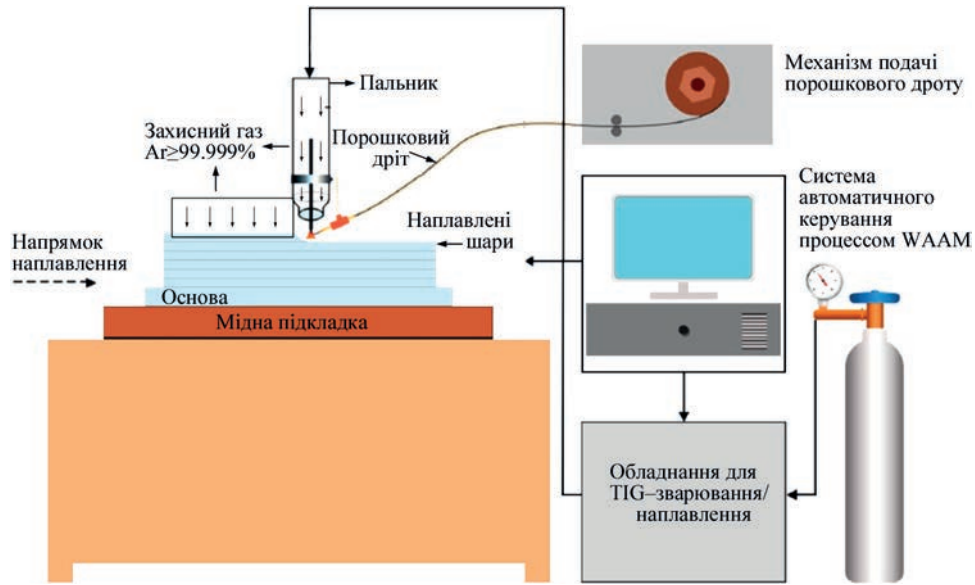


Рис. 3. Схема установки для пошарового наплавлення TIG способом із присадним металопорошковим дротом

з кроком 0,1 мм. Дріт подається в філь'єру таким чином, щоб на барабані він розміщувався швом назовні, так як розтягнення зовнішніх волокон призводить до додаткового закриття шва, а також виключає викривлення (гофр).

Застосування металопорошкового дроту на основі титанового сплаву VT22. Раніше [9] було розроблено металопорошковий дріт на основі титанового сплаву VT22 марки ППТ-22 діаметром 2,9 мм з коефіцієнтом заповнення 65 %. До складу осердя цього дроту входить порошок із високоміцного титанового сплаву VT22 і флюсу системи $\text{CaF}_2\text{-SrF}_2\text{-BaF}_2$ у кількості 7 % по відношенню до наповнювача. Даний дріт призначено для TIG зварювання та наплавлення титанового сплаву VT22.

Даний дріт також було використано в якості присадного дроту при багатошаровому напавленні. Проводилось експериментальне трьохшарове напавлення із застосування отриманого присадного дроту із гранулами високоміцного титанового сплаву VT22. Напавлення високоміцних титанових сплавів ускладнено, у першу чергу, високим вмістом в них легуючих елементів, таких як алюміній, ванадій, молібден (табл. 1). Крім того, ці сплави титану в порівнянні зі звичайними сплавами є чутливішими до домішок впровадження таких як азот та вуглець, так як розчинність останніх в ОЦК решітці β -фази титану значно нижче. Вони більш схильні до розвитку в процесі напавлення хімічної і фізичної неоднорідності в литому металі і ЗТВ в результаті чого, можливе утворення крихких прошарків. Шляхом правильного вибору режимів напавлення в більшості випадків мож-

ливе отримання якісних зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів.

Процес напавлення проводився на установці для TIG зварювання/напавлення титанових сплавів, яку було адаптовано для процесу пошарового напавлення (рис. 3). Процес напавлення проводився на режимі: $I_{зв} = 200 \text{ А}$, $U_d = 12 \text{ В}$, $V_{зв} = 8 \text{ м/г}$, $V_{под} = 30 \text{ м/г}$, $L_d = 4 \text{ мм}$.

Експериментальне напавлення із застосуванням отриманого дроту показало стабільне протікання процесу (без висипання нерозплавлених гранул), що свідчило про достатнє ущільнення

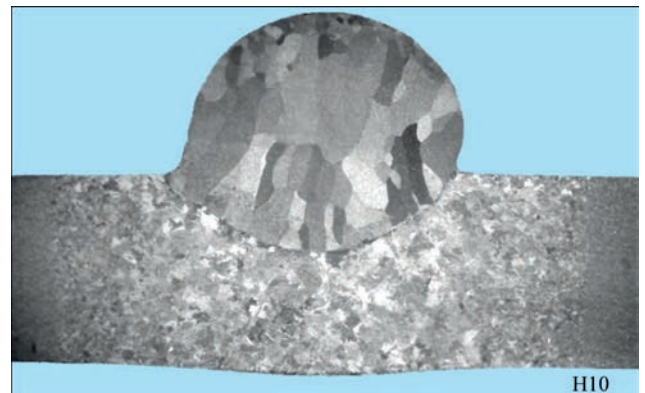


Рис. 4. Макрошліф отриманого трьохшарового зразка із застосуванням присадного порошкового дроту на основі титанового сплаву VT22

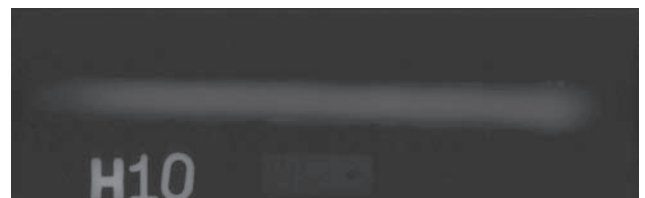


Рис. 5. Рентгенограма напавленого зразка

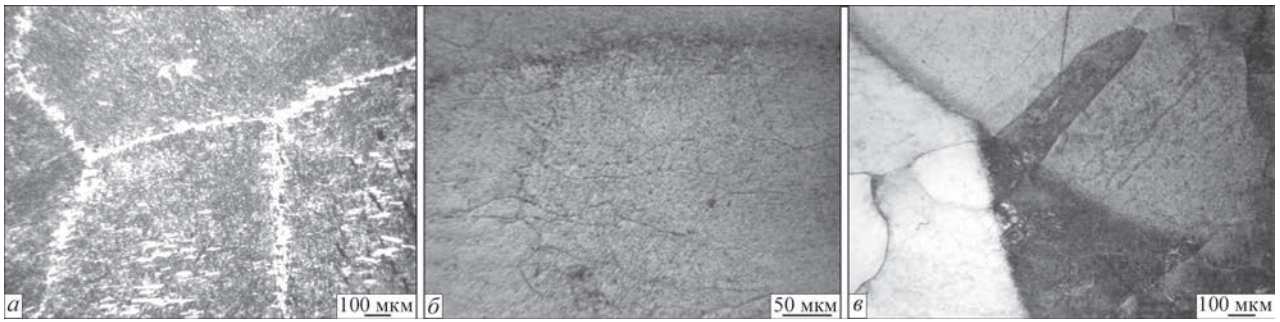


Рис. 6. Мікроструктура трьохшарового зразка із застосуванням присадного порошкового дроту на основі титанового сплаву BT22: *a* – основний метал; *б* – метал шва; *в* – зона сплавлення

шихти та її рівномірний розподіл по довжині дроту. У результаті отримано якісний трьохшаровий зразок (рис. 4), у якому по всій довжині відсутні пори (рис. 5).

Сплав BT22, на якому було здійснено TIG із застосуванням порошкового дроту, складається з великих полідрічних первинних β -зерен. Поряд з рівновісними зернами в структурі основного металу присутні нерівновісні зерна, коефіцієнт форми зерна (відношення довжини зерна до його ширини) знаходиться в межах 1...3, ширина зерен становить 1...2,5 мм (рис. 6, *a*).

У наплавленому металі ступінь легування β -стабілізуючими елементами порівняно зі сплавом BT22 трохи нижча через розведення металу шва технічним титаном оболонки порошкового дроту. Це призводить найімовірніше до виділення з β -твердого розчину дисперсних частинок α -фази. Утворення брижі в β -зернах мабуть можна пояснити розшаруванням β -твердого розчину на збагачені та збіднені певними легуючими елементами об'єми. У металі шва спостерігається утворення субструктури (рис. 6, *б*). Поява субструктури пояснюється полігонізацією під впливом внутрішніх напружень у зварному з'єднанні. Залишкові напруження спричинюються температурними градієнтами, фазовими перетвореннями в зоні нагріву при термічному циклі зварювання, а також процесами кристалізації рідкого металу в області зварного шва. При утворенні субструктури відбувається розворот окремих об'ємів великого β -зерна на невеликий кут один відносно іншого. Наявність субзеренної структури сприяє підвищенню міцності та зниженню пластичності. Інтенсивність розпаду β -фази в ЗТВ значно нижча, ніж у шві, що свідчить про більшу стабільність β -твердого розчину в сплаві BT22, ніж в металі шва, у зв'язку з великим вмістом β -стабілізуючих елементів (рис. 6, *в*).

Після механічних випробувань було встановлено межу міцності наплавленого зразка, яка складає 1025 МПа. Вміст газів в наплавленому металі не перевищує їх допустимих значень в основному металі: $[O] = 0,098$ мас. %, $[H] = 0,0027$ мас. %, $[N] = 0,014$ мас. %.

Застосування металопорошкового дроту на основі титанового сплаву T120. Також було отримано [10] багатошарові зразки з присадним порошковим дротом на основі високоміцного титанового сплаву T120 (система легування Ti–5Al–5Mo–5V–4Nb–1,5Cr–1Fe–2,5Zr), розробленого в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України [11]. У якості присадки було використано металопорошковий дріт діаметром 2,2 мм з коефіцієнтом заповнення 50 %. Осердя даного дроту складалося із порошку титанового сплаву T120, отриманого способом HDH. Процес наплавлення відбувався аргонодуговим способом неплавким електродом (рис. 2) на наступному режимі: $I_{зв} = 160...180$ А, $U_{д} = 12$ В, $V_{зв} = 6$ м/год, $V_{под} = 40...45$ м/год, $L_{д} = 2$ мм. У результаті проведених робіт було отримано п'ятишаровий зразок (рис. 7).

Межа міцності наплавленого металу становить 878,7 МПа, ударна в'язкість – 15,1 Дж/см², що значно нижче за значення механічних характеристик основного металу: $\sigma_{в} = 1145,8$ МПа, $KCV = 30,6$ Дж/см². Це пояснюється наявністю пористості в наплавленому металі. Задля попередження зародження пор в наплавленому металі необхідно вводити флюсову складову в метал осердя. Також високоміцні двофазні титанові сплави та отримані з ними з'єднання піддаються обов'язковій термічній обробці, що в свою чергу дозволяє підвищити рівень механічних характеристик [12].

Застосування металопорошкового дроту на основі титанового сплаву Ti–13Zr–13Nb. Використання титанових сплавів в ендопротезуванні

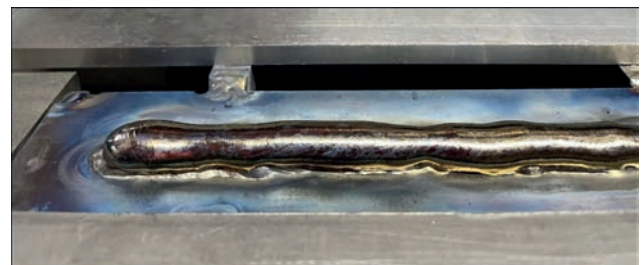


Рис. 7. Загальний вид п'ятишарового зразка після процесу наплавлення присадним порошковим дротом на основі титанового сплаву T120

найінтенсивніше розвивається протягом останніх тридцяти років завдяки унікальним показникам їх біосумісності та найоптимальнішого поєднання механічних і біомеханічних властивостей [13]. Серед головних вимог, які висуваються до виробництва титанових сплавів медичного призначення, є комплекс механічних властивостей: низький модуль пружності, висока міцність та високий опір втомному руйнуванню. Особливої уваги заслуговує така характеристика, як модуль пружності. Протягом останніх років важливою стала потреба отримання сплавів для ендопротезів з низьким модулем пружності, що пов'язано із застосуванням безцементної фіксації протезів і зниженням ризиків розвитку діафізарної дисплазії та руйнування кісток після тривалого використання протезів. Саме β -сплави часто мають модуль пружності нижчий за показники $(\alpha+\beta)$ -сплавів медичного призначення і при цьому характеризуються високою міцністю. Нетоксичні легуючі елементи є β -стабілізаторами титану або тими, що зміцнюють сплав. Тому можна судити про широкі можливості їх використання в різних концентраційних інтервалах саме для створення біосумісних титанових сплавів [14, 15]. Сплави титану з цирконієм і потрійні сплави Ti–Zr–Nb мають найперспективніше поєднання міцності та модуля пружності. Подвійні сплави Ti–Zr характеризуються міцністю в діапазоні 600...1450 МПа та модуля пружності 72...110 ГПа, а композиції Ti–Zr–Nb мають міцність у діапазоні 600...1000 МПа та модуль пружності в межах 58...80 ГПа, що значно краще, ніж поєднання цих же параметрів у сплаві ВТ6 [16].

Проаналізувавши актуальність використання низькомодульних титанових сплавів для ендопротезування та технології виготовлення з них готових виробів, які передбачають наявність стрижнів для фіксації, або інших навантажених і масивних елементів, було зроблено висновок про доцільність методу WAAM як альтернативи існуючим адитивним способам виробництва. Задля поставленої мети було розроблено металопорошковий дріт (діаметром 3,0 мм, коефіцієнт заповнення 62%), осердя якого являє собою порошок розмірністю 50...70 мкм із титанового сплаву системи

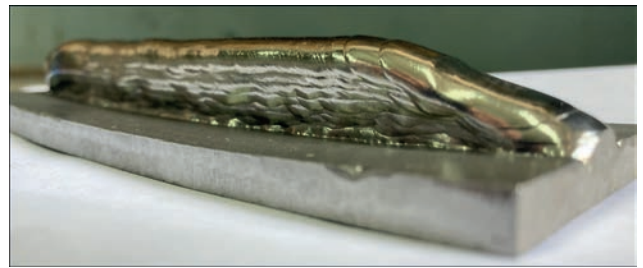


Рис. 8. Загальний вигляд дев'ятишарового зразка після процесу наплавлення присадним металопорошковим дротом на основі титанового сплаву системи Ti–Zr–Nb

Ti–13Zr–13Nb. Порошок попередньо було отримано способом HDH.

З отриманим металопорошковим дротом на основі титанового сплаву медичного призначення було проведено багат шарове TIG наплавлення на попередньо встановленому режимі: $I_{\text{зв}} = 210$ А, $U_{\text{д}} = 12,7$ В, $V_{\text{зв}} = 8$ м/г, $V_{\text{под}} = 34$ м/г, $L_{\text{д}} = 3,5$ мм. У результаті було отримано дев'ятишаровий зразок (рис. 8).

Висота напавленого з'єднання – 15,2 мм, ширина – 11,8 мм. Наразі проходить аналіз металографії отриманого зразка, оцінка його механічних властивостей (межа міцності та модуль пружності), визначення кількості газів у напавленому металі.

Застосування металопорошкового дроту на основі порошку Ti–6Al–4V–40%TiC. Одними з небагатьох недоліків титанових сплавів є їх невисока твердість та недостатня зносостійкість під час експлуатації конструкцій з них. Такі недоліки можна подолати створенням металоматричних композитів на основі титану, армованих твердими високомодульними фазами. Одним із таких прикладів є зміцнення матриці титанового сплаву високомодульними та легкими частинками карбиду титану (TiC) [17]. Задля отримання кращої дисперсності та однорідності порошків карбиду титану їх виготовляють методом порошкової металургії [18].

Як у випадку з високоміцними титановими сплавами, так і зі сплавами, армованими твердими частинками, є проблема з отриманням дротів суцільного перерізу. Тому стояло завдання отримати металопорошковий дріт на основі міцного сплаву ВТ6 (система Ti–6Al–4V), армованого частинками TiC. У результаті експериментів було

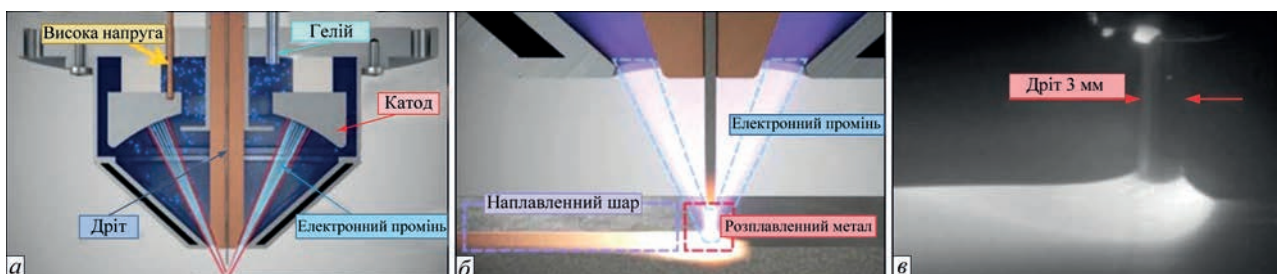


Рис. 9. Конфігурація процесу xBeam® 3D Metal Printing: схематичний дизайн xGun (а); конфігурація нагрітої зони в точці подачі під час осадження (б); фото реального процесу осадження (в) [21]

отримано дослідний дріт діаметром 3,0 мм (коефіцієнт заповнення 62 %) з осердям із порошку Ti-6Al-4V+40%TiC.

Технологія передового адитивного виробництва під назвою xBeam 3D Metal Printing (рис. 9), розроблена компанією «Червона хвиля» [19], продемонструвала можливість виготовлення виробів із титанових сплавів з контрольованою мікроструктурою, стехіометричним хімічним складом, а, отже, з бажаними механічними характеристиками [20]. Наплавлення дослідним дротом відбувалося способом за цією технологією.

За результатами експериментів з 3D друку із використанням металопорошкового дроту було отримано одношарові та багатошарові зразки (рис. 10).

Однією із істотних переваг процесу xBeam є можливість одночасного плавлення присадного дроту та підкладки завдяки особливостям електронного променя. Однак при застосування в якості присадки металопорошкового дроту частина електронного променя, яка падала на дріт, миттєво розплавляла його тонку оболонку, внаслідок чого вивільнявся порошок, розлітався та не попадав у зварювальну ванну. З цієї причини в метал шва потрапляв не весь порошок, а лише його частина, що призводить до відхилень від прогнозованого хімічного складу металу наплавленого валика. Крім того, розсипаний порошок частково потрапляв у розрядну камеру електронної гармати та на катод, спричиняючи поломки, що значно погіршувало стабільність процесу осадження, внаслідок чого ще більше погіршувалася рівномірність розподілу компонентів TiC в наплавленому металі.

Задля попередження уникнення вищевказаних проблем конфігурація взаємного розміщення елементів процесу (профільний електронний промінь, дріт і підкладка) було налаштовано таким чином, щоб електронний промінь не потрапляв безпосередньо на дріт. Для цього підкладку розміщували ближче до гармати. У цій конфігурації вся енергія електронного променя потрапляла на підкладку, створюючи ширшу та глибшу ванну розплаву, ніж це зазвичай робиться за допомо-

гою дроту суцільного перерізу. Таким чином, порошковий дріт занурювався у розплавлену ванну та розплавлявся там, зберігаючи оболонку в твердому стані над ванною протягом усього процесу плавлення. Завдяки цьому оболонка запобігала вивільненню порошку до того, як він потрапив у рідкий метал зварювальної ванни. Це рішення дозволило забезпечити досить стабільний процес плавлення дроту. Правда таке рішення стало можливим за умови надмірного вкладення тепла в підкладку. Проте вплив такого перегріву на структуру ще потребує вивчення.

Висновки

Створення металопорошкових дротів на основі титанових сплавів різного призначення вирішує актуальну проблему в області сучасних адитивних технологій, а саме, їх застосування дозволяє отримувати якісні багатошарові зразки. Запропоновані присадні металопорошкові дроти на основі високоміцних титанових сплавів, а також сплавів медичного призначення можуть застосовуватись в якості присадних матеріалів при адитивному виробництві деталей із титанових сплавів як при TIG, так і при електронно-променевому способах 3D друку.

Список літератури/References

1. Martina, F., Colegrove, P.A., Williams, S.W., Meyer, J. (2015) Microstructure of interpass rolled wire + arc additive manufacturing Ti-6Al-4V components. *Metall. Mater. Trans. A*, 46(12), 6103–6118. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-015-3172-1>
2. Rios, S., Colegrove, P.A., Martina, F., Williams, S.W. (2018) Analytical process model for wire + arc additive manufacturing. *Addit. Manuf.*, 21, 651–657. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.04.003>
3. Bekker, A.C.M., Verlinden, J.C. (2018) Life cycle assessment of wire + arc additive manufacturing compared to green sand casting and CNC milling in stainless steel. *J. Clean. Prod.*, 177, 438–447. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2017.12.148>
4. Lütjering, G., Williams, J.C. (2007) *Titanium*. 2nd ed.; Springer, Berlin/Heidelberg, Germany.
5. Akhonorin, S.V., Schwab, S.L. (2019) Filler flux-cored wire for tig welding and surfacing of VT22 titanium alloy. *The Paton Welding J.*, 6, 34–37. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwg2019.06.06>
6. Yanko, T.B., Ovchinnikov, A.V., Lyutyk, N.P., Korzhyk, V.N. (2018) Technology for obtaining of plasma spheroidised HDH titanium alloy powders used in 3D printing. *Technological systems*, 85(4), 36–41. DOI: <http://dx.doi.org/10.29010/085.7>
7. Sun, P., Fang, Z.Z., Zhang, Y., Xia, Y. (2017) Review of the methods for production of spherical Ti and Ti alloy powder. *Jom*, 69(10), 1853–1860. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11837-017-2513-5>
8. Кошелев, В.Я., Кузнецов, В.А., Сухов, Д. И. (2010) К вопросу о производстве гранул крупностью менее 200 мкм из титановых сплавов методом плазменной плавки и центробежного распыления литой заготовки. *Технология легких сплавов*, 2, 44–48. Koshelev, V.Ya., Kuznetsov, V.A., Sukhov, D.I. (2010) To problem of manufacturing of granules of less than 200 μm coarseness from titanium alloys by plasma melting method and centrifugal spraying of cast billet. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, 2, 44–48 [in Russian].

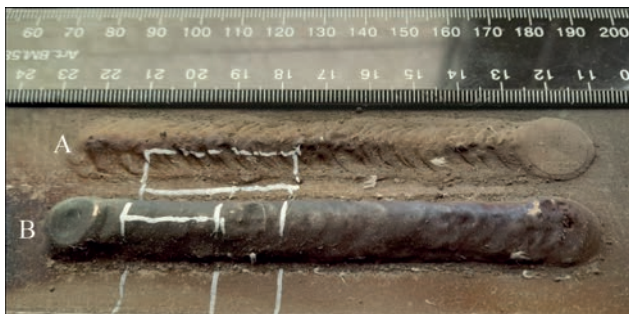


Рис. 10. Загальний вигляд зразків: А – одношаровий; В – багатошаровий

9. Schwab, S., Selin, R., Voron, M. (2023) Welding materials for TIG welding, surfacing, and WAAM technology of titanium alloys. *Welding in the World*, 67(4), 981–986. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40194-023-01464-z>
10. Шваб С.Л., Селін Р.В., Руханський С.Б. (2023) Розробка металопорошкового дроту на основі титанового сплаву Ti20. *Автоматичне зварювання*, 3, 10–14. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2023.03.02>
Schwab, S., Selin, R., Voron, M. (2023) Welding materials for TIG welding, surfacing, and WAAM technology of titanium alloys. *Автоматичне Зварювання*, 3, 10–14. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40194-023-01464-z>
11. Ахонин С.В., Селін Р.В., Березос В.А. и др. (2016) Разработка нового высокопрочного титанового сплава. *Современная электротехнология*, 4, 22–27. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2016.04.04>
Akhonin, S.V., Selin, R.V., Brzezoz, V.A. et al. (2016) Development of new high-strength titanium alloy. *Sovrem. Elektrometall.*, 4, 22–27. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2016.04.04>
12. Prilutsky, V.P., Akhonin, S.V., Schwab, S.L., Petrychenko, I.K. (2018) Effect of heat treatment on the structure and properties of titanium alloy VT22 welded joints produced by TIG-welding with flux-cored wire. *Materials Science Forum*, 927, 119–125. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.927.119>
13. Shunxing, L. (2020) Review of the design of titanium alloys with low elastic modulus as implant materials. *Advanced Engineering Materials*, 22(11). DOI: <https://doi.org/10.1002/adem.202000555>
14. Niinomi, M. (2011) *Low modulus titanium alloys for inhibiting bone atrophy*. In: *Biomaterials Science and Engineering* (Book). Edited by Prof. R. Pignatello, pp. 249–268.
15. Ворон М., Шваб С., Селін Р. (2022) Сучасні підходи в розробці біосумісних титанових сплавів з підвищеним рівнем експлуатаційних властивостей. *Метал та луття України*, 30(2), 88–95. DOI: <https://doi.org/10.15407/scin15.04.005>
Voron, M., Shvab, S., Selin, R. (2022) Modern approaches in development of biocompatible titanium alloys with higher level of service properties. *Metal ta Luttya Ukrainy*, 30(2), 88–95. DOI: <https://doi.org/10.15407/scin15.04.005>
16. Xiatong, B. et al. (2022) Exploring the limits of mechanical properties of Ti–Zr binary alloys. *Materials Letters*, 318, 132091. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2022.132091>
17. Miracle, D. (2005) Metal matrix composites – From science to technological significance. *Composites Science and Technology*, 65(15–16), 2526–2540. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2005.05.027>
18. Ivasishin, O.M., Markovsky, P.E., Savvakina, D.G. et al. (2019) Multi-Layered structures of Ti–6Al–4V alloy and TiC and TiB composites on its base fabricated using blended elemental powder metallurgy. *J. Mater. Proc. Technol.*, 269, 172–181. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.02.006>
19. Kovalchuk, D., Melnyk, V., Melnyk, I., Tugai, B. (2016) Prospects of application of gas-discharge electron beam guns in additive manufacturing. *J. of Elektrotechnika & Elektronika (E+E)*, 51(5–6), 37–43.
20. Kovalchuk, D., Melnyk, V., Melnyk, I. et al. (2021) Microstructure and properties of Ti–6Al–4V articles 3D-printed with co-axial electron beam & wire technology. *J. of Materials Engineering and Performance*, 30(7), 5307–5322. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05770-9>
21. Kovalchuk, D., Melnyk, V., Melnyk, I. (2022) A coaxial wire-feed additive manufacturing of metal components using a profile electron beam in space application. *J. of Materials Engineering and Performance*, 31(8), 6069–6082. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-022-06994-z>

TITANIUM-BASED METAL POWDER WIRES AS MATERIALS FOR ADDITIVE MANUFACTURING

S.L. Schwab¹, R.V. Selin¹, S.V. Akhonin¹, M.M. Voron², D.V. Kovalchuk³

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

E-mail: serg.schwab@gmail.com

^{2,3}Physico-Technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine. 34/1 Vemadskyi Blvd., 03142, Kyiv, Ukraine.

³PJSC «NVO «Chervona Khvylya», 28 Dubrovynska Str., 04114, Kyiv, Ukraine. E-mail: dmytro@xbeam3d.com

The paper shows the possibility of manufacturing metal flux-cored wires based on high-strength titanium alloys of different compositions (Ti–5Al–5Mo–5V–1Fe–1Cr and Ti–5Al–5Mo–5V–4Nb–1.5Cr–1Fe–2.5Zr systems), alloy based on medical grade titanium (Ti–13Zr–13Nb system) and structural titanium VT6 alloy (Ti–6Al–4V system), reinforced with TiC particles. The technological moments of the experimental production of metal flux-cored wires by the method of drawing and subsequent pulling are shown. The study was conducted on using these materials as a filler metal in WAAM technology both in the methods of argon arc as well as electron beam surfacing. Ref. 21, Tab. 1, Fig. 10.

Keywords: high-strength titanium alloys, metal flux-cored wire, WAAM, TIG, xBeam 3D Metal Printing

Надійшла до редакції 20.10.2023



ВІДНОВЛЮВАЛЬНИЙ РЕМОНТ РОБОЧИХ ЛОПАТОК ПАРОВОЇ ТУРБИНИ ЗА ДОПОМОГОЮ АДИТИВНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ

О.В. Махненко, Г.Ю. Саприкіна, О.М. Савицька, М.С. Ананченко

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

Ремонт відповідальних елементів конструкції, до яких можна віднести робочі лопатки потужних парових турбін із титанового сплаву, доцільно виконувати за допомогою адитивної технології, що зумовлено високими вимогами до якості виробу, а саме необхідністю забезпечити потрібну мікроструктуру та механічні властивості матеріалу лопатки, а також низький рівень залишкового напружено-деформованого стану і окислення поверхні матеріалу. Застосування методів математичного моделювання на базі комп'ютерних технологій дозволяє зменшити обсяг експериментальних досліджень і забезпечити необхідну якість ремонту, що гарантує певну надійність та роботоздатність лопаток після ремонту. Бібліогр. 7, рис. 7.

Ключові слова: парова турбіна, робоча лопатка, титановий сплав, відновлювальний ремонт, адитивна технологія, електронно-променеве наплавлення, розрахункове прогнозування

Вступ. На АЕС України експлуатуються п'ять потужних парових турбін типу К-1000-60/3000, робочі лопатки останніх ступенів циліндрів низького тиску (ЦНТ) яких працюють в умовах вологого парового середовища і набувають ерозійних пошкоджень (рис. 1). Цей фактор знижує залишковий ресурс робочих лопаток з титанового сплаву, призводить до можливих зупинок та аварій турбоагрегатів. Завдяки проведеному комплексу досліджень [1, 2] визначено механічні властивості, їх можливу деградацію та границю втоми матеріалу лопаток в умовах довготривалої експлуатації. Продовження ресурсу робочих лопаток п'ятого ступеня ЦНТ турбін К-1000-60/3000 в умовах вологої парової ерозії на даний час є актуальною проблемою.

Аналіз існуючих засобів продовження ресурсу лопаток з титанових сплавів в умовах вологої ерозії та вібраційних напружень [1] показав, що ресурс безпечної експлуатації робочих лопаток останнього ступеня ЦНТ турбіни може бути продовжений за критеріями відбракування та при умовах, які зазначені нижче:

- за розміром хорди: у відповідності до [3] після видалення ерозійного зношення вихідних кромки робочих лопаток із титанового сплаву ТС5 необхідно виконати контроль методом травлення; граничний розмір хорди профілю в еродованих перерізах, при досягненні якого необхідна заміна лопаток (з допустимою відстрочкою не більше 1 року у випадку відсутності лопатки на заміну) – 130 мм;

- за станом бандажних полук: у випадку виникнення зношення (зазорів) в контактних поверхнях більше 1 мм, а також відколів і викришування необхідний ремонт;

- за строком напрацювання: для лопаток з титанового сплаву ТС5 допустимий строк експлуатації – 100 тис. год.

Треба відзначити, що критерій відбракування робочих лопаток за строком напрацювання є занадто консервативним. Досвід свідчить, що лопатки, які відпрацювали більше ніж 180 тис. год. (ВП ХАЕС) були в експлуатації майже вдвічі



Рис. 1. Ерозійний знос робочої лопатки останнього ступеня ЦНТ парової турбіни К-1000-60/3000: а – загальний вид 5-го ступеня; б – дефект ерозійного зносу кромки лопатки

Махненко О.В. – <https://orcid.org/0000-0002-8583-0163>, Саприкіна Г.Ю. – <https://orcid.org/0000-0003-1534-7253>,

Савицька О.М. – <https://orcid.org/0000-0002-9363-6184>, Ананченко С.М. – <https://orcid.org/0000-0003-2723-6673>

© О.В. Махненко, Г.Ю. Саприкіна, О.М. Савицька, М.С. Ананченко, 2023

довше, ніж допустимий виробником експлуатаційний строк.

Також заводом-виробником турбін типу К-1000-60/3000 був переданий експлуатуючим організаціям технологічний процес виправлення дефектів на робочих лопатках 5-го ступеня ЦНТ шляхом дугового приварювання вставок з наступною зачисткою і контролем місць зварювання. Рекомендовані режими неплавким електродом в захисному газі (аргоні) без присадкового матеріалу: вольфрамовий електрод $d = 2$ мм, струм 50...80 А, полярність пряма, витрати аргону 8...10 л/хв.

Отже, узагальнюючи вищесказане, ресурс експлуатації робочих лопаток можна продовжити, якщо:

– граничний розмір хорди лопатки в ерודה-них перерізах не менше 130 мм;

– зношення (зазор) в контактних поверхнях бандажних полок менше 1 мм, відсутні відколи та викрихчування;

– вже проведено ремонт із видаленням ерозії на кромках лопатки та зношення в контактних поверхнях бандажних полиць за допомогою механічної обробки у випадку, коли розмір хорди після ремонту не менше граничного або із застосуванням вставок, виконаних за допомогою технології аргонодугового зварювання неплавким електродом.

Але обґрунтування забезпечення при ремонті аргонодуговим зварюванням низького рівня загальних деформацій лопатки і достатнього рівня опору втомі матеріалу лопатки в зоні плавлення та термічного впливу заводом-виробником робочих лопаток парових турбін не було надано.

Перспективним є ремонт робочих лопаток з титанового сплаву турбін К-1000-60/3000 з використанням сучасних технологій пошарового формування електронно-променевим наплавленням в вакуумних камерах, яке може забезпечити низький рівень залишкових деформацій форми та окислення поверхні матеріалу, а також необхідну мікроструктуру та механічні властивості матеріалу лопатки.

Мета роботи – показати можливість відновлювального ремонту робочих лопаток парових турбін з титанового сплаву із використанням адитивної технології електронно-променевого наплавлення у вакуумних камерах, що здатне забезпечити необхідні механічні властивості та геометричну точність виробу у порівнянні із застосуванням аргонодугового зварювання.

Технологія відновлювального ремонту. Технологія відновлювального наплавлення робочих лопаток п'ятого ступеня ЦНТ парової турбіни К-1000-60/3000 з ерозійними пошкодженнями має включати наступні етапи:

1. Механічна обробка зони ерозійного зносу з видаленням пошкодженого металу.

2. Багатошарове електронно-променеве наплавлення зони зносу до початкових розмірів.

3. Термічна обробка (загальна) лопатки з метою формування необхідної структури металу та зниження рівня залишкових напружень.

4. Механічна обробка до заданих у конструкторській документації розмірів і шорсткості верхньої робочої лопатки.

5. Нанесення захисного покриття (додаткова опція) [4].

Найскладнішим є етап 2 запропонованої технології, а саме багатошарове електронно-променеве наплавлення зони зносу до початкових розмірів у вакуумних камерах, оскільки необхідно забезпечити низький рівень залишкових деформацій форми та напружень лопатки, а також необхідну мікроструктуру та механічні властивості матеріалу лопатки. Для аналізу цього питання було проведено скінченно-елементне моделювання цієї технологічної операції на моделі таврового зразка обмеженого розміру та повнорозмірної моделі робочої лопатки.

Дослідження особливостей впливу технологічних параметрів пошарового наплавлення на залишковий стан таврового зразка. Розглядалось пошарове електронно-променеве наплавлення зразка з титанового сплаву Вt6 тонкими валіками завширшки 3 мм і завтовшки приблизно 0,5 мм. Швидкість наплавлення 14 мм/с. Результати розв'язання задачі нестационарної теплопровідності показали, що кінетика температурного поля при пошаровому формуванні таврового зразка на підкладці розміром $8 \times 30 \times 70$ мм, яка імітує тіло лопатки з точки зору теплопровідності та жорсткості конструкції, має істотно тривимірний характер (рис. 2) [5].

Як показали результати розрахунку, даний процес характеризується досить високими швидкостями охолодження (160...660 °C/с). Згідно з діаграмою мікроструктурних перетворень сплаву Вt6 у наплавленому матеріалі таврового зразка утворюється мартенситна мікроструктура з вмістом α -фази [6]. За даними розрахунків у матеріалі першого шару, де отримано найвищу швидкість охолодження через наявність масивної холодної підкладки, утворюється зерно розміром 180 мкм, а в точках при формуванні 5 і 20 шарів, де матеріал наплавляється на вже розігрітий зразок, розмір зерна значно більший – 300...450 мкм.

Технологічний параметр часу затримки Δt між наплавленням валіків (рис. 4, а–в) суттєво впливає на швидкість охолодження та розмір зерна, і, як наслідок, на границю текучості матеріалу деталі [6]. Видно, що кращі механічні характеристики та рівномірніша структура матеріалу визначені в зразку, виготовленому з більшим часом Δt , тоді як

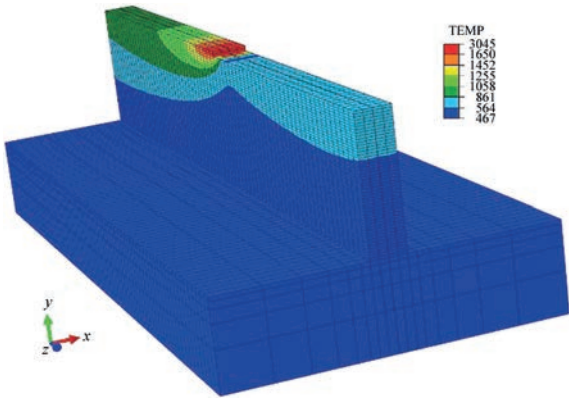


Рис. 2. Результати розрахунку в тавровому зразку розподілу температури в процесі пошарового формування деталі [5]

недостатній час між наплавленням валиків $\Delta t = 10$ і 15 с дає матеріал на верхніх шарах з низкою границею текучості і нерівномірність зерна по висоті. Але занадто великий час між проходами (65 с) дає надлишок α' -структури, і, як наслідок, зменшує пластичність матеріалу у порівнянні з меншим часом між проходами. Отже доцільно розглянути використання попереднього підігрівання підкладки при $\Delta t = 29$ с. Попереднє підігрівання підкладки робить рівномірнішою структуру на нижніх шарах і суттєво покращує пластичність матеріалу.

Скінченно-елементне моделювання електронно-променевого наплавлення робочої лопатки. Розроблено скінченно-елементну мо-

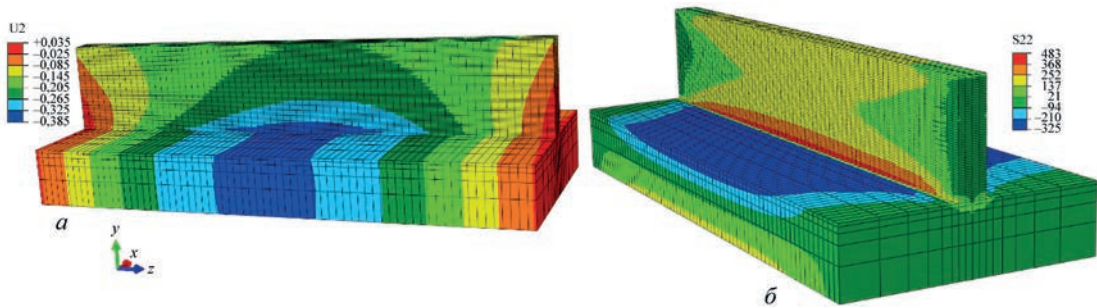


Рис. 3. Результати розрахунку в тавровому зразку залишкового напружено-деформованого стану [5]: а – повздовжній прогин; б – повздовжні напруження

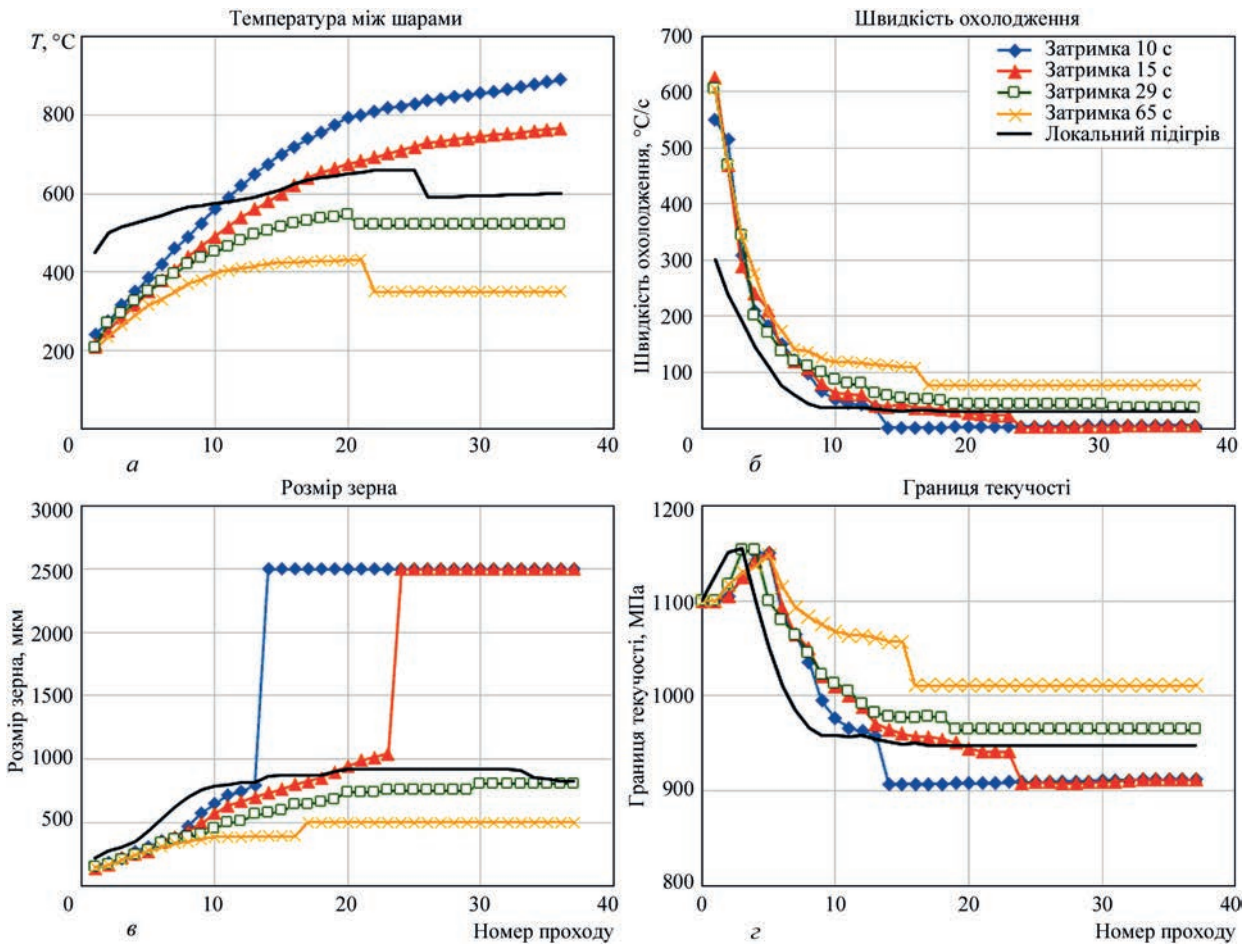


Рис. 4. Залежність температури у точці перед наплавленням наступного шару (а), швидкості охолодження (б), розміру зерна (в) і границі текучості матеріалу (г) від номера проходу для різного часу затримки між проходами [6]

дель робочої лопатки 5-го ступеня ЦНТ турбіни К-1000-60/3000, де в характерній зоні ерозійних пошкоджень, а саме в верхній частині лопатки завдовжки 100 мм моделюється відновлювальне наплавлення матеріалу (титанового сплаву TC5 або Вt6). Режим наплавлення аналогічний режимам на таврових зразках. Висота зони наплавлення приймається рівною 10 мм, що відповідає максимальному рівню глибини ерозійного пошкодження робочої лопатки. Передбачається, що перед наплавленням проводиться механічне оброблення зони ерозійних пошкоджень з видаленням матеріалу лопатки на глибину 10 мм. Метою математичного моделювання є прогнозування залишкового рівня напруженого стану та загальних деформацій формозміни робочої лопатки, а також структурного стану матеріалу в зоні наплавлення, згідно з якими вибір оптимальних технологічних параметрів відновлювального наплавлення може проводитись. Враховуючи габаритні розміри робочої лопатки – довжина 1200 мм – можливо проведення після наплавлення загальної (пічної) термічної обробки з метою зниження рівня залишкових напружень і отримання рівномірнішої структури матеріалу.

На рис. 5 показано розрахунковий розподіл температури під час електронно-променевого наплавлення лопатки. У режимі наплавлення з паузами 29 с між шарами матеріал зони ремонтного відновлення лопатки розігрівається до температури 250...500 °С.

Загальні деформації формозміни робочої лопатки залишаються критичним параметром для технології відновлювального наплавлення. Аналіз отриманих результатів чисельного експерименту (рис. 6, 7) з відновлювального наплавлення лопатки в зоні ерозійних пошкоджень показав:

1. У зоні наплавлення (локально) утворюються досить високі залишкові напруження (поздовжня компонента), на рівні межі текучості титанового сплаву (до ≈ 800 МПа).

2. Після наплавлення прогноуються загальні залишкові деформації лопатки (крутильні), максимальна величина яких не перевищує 0,9 мм.

3. Моделювання загальної термообробки в печі може показати істотне зниження залишкових на-

пружень (позитивний ефект) і збільшення загальних деформацій лопатки (негативний ефект).

Важливим питанням розробки технології відновлювального наплавлення відповідальних конструкційних елементів є забезпечення низького рівня пошкоженості матеріалу наплавлення під час виробництва та визначення вимог за допустимими розмірами дефектів. Стосовно виробництва за допомогою технології пошарового формування електронно-променевим наплавленням балкових конструкцій Т-подібного профілю шляхом чисельних досліджень крихкої міцності було показано [7], що необхідна роздільна здатність неруйнівного контролю, становить близько 0,5 мм, що забезпечує запас міцності не менше $n = 2$ при дотриманні необхідних умов температурного режиму

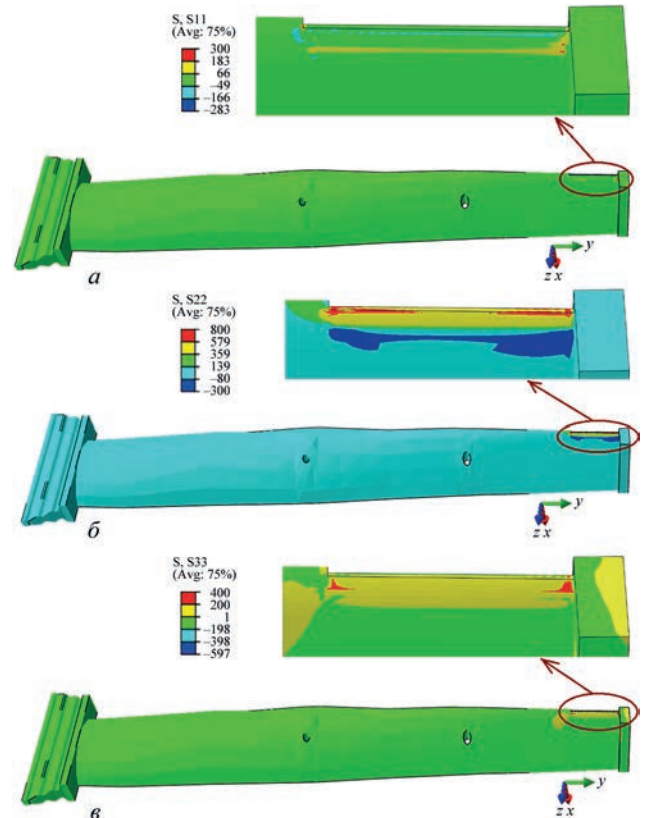


Рис. 6. Розподіл залишкових напружень: а – компоненти σ_{xx} за висотою наплавлення ($\sigma_{xx} = -150...300$ МПа); б – поздовжньої компоненти σ_{yy} ($\sigma_{yy} = -300...800$ МПа); в – поперечної компоненти σ_{zz} за товщиною лопатки ($\sigma_{zz} = -200...400$ МПа)

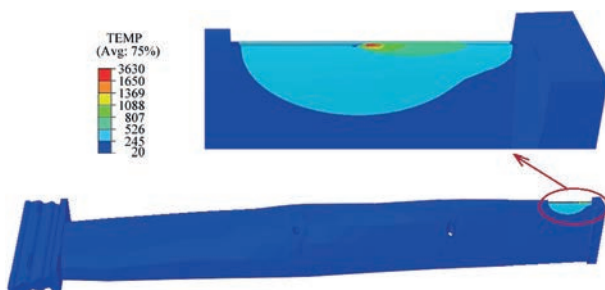


Рис. 5. Розподіл температури під час електронно-променевого наплавлення

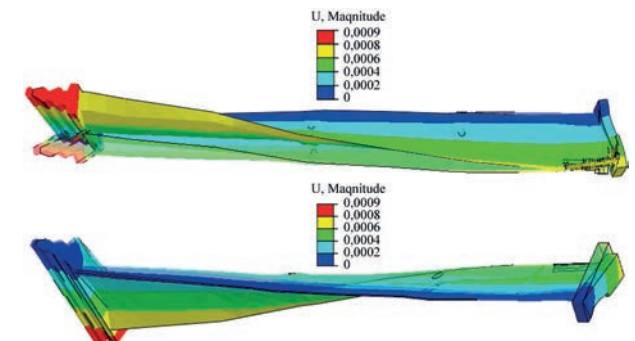


Рис. 7. Залишкові деформації лопатки (крутильні), величина максимальних переміщень до 0,9 мм

формування виробу з точки зору забезпечення необхідної структури та механічних властивостей матеріалу лопатки.

Висновки

1. Запропоновано підхід до ремонту робочих лопаток з титанового сплаву потужної парової турбіни К-1000-60/3000 з використанням адитивної технології пошарового формування з метою відновлення початкової геометрії електронно-променевим наплавленням у вакуумних камерах.

2. Результати скінченно-елементного моделювання показали принципову можливість забезпечення низького рівня залишкових деформацій форми, а також необхідної мікроструктури та механічних властивостей матеріалу лопатки після відновлювального ремонту з використанням адитивної технології пошарового формування. Але для зниження рівня залишкових напружень і забезпечення високої рівномірності структури та механічних властивостей матеріалу в зоні ремонту доцільним є проведення загальної термообробки.

Список літератури

1. Тороп В.М., Махненко О.В., Сапрыкина Г.Ю., Гопкало Е.Е. (2018) Результаты исследований причин образования трещин в лопатках из титанового сплава паровых турбин типа К-1000-60/3000. *Техническая диагностика и неразрушающий контроль*, 2, 3–15. DOI: <https://doi.org/10.15407/tdnk2018.02.01>
2. Kanel, G.I., Razorenov, S.V., Fortov, V.E. (2004) *Shok-Wave phenomena and the properties of condensed matter*. New-York, Berlin, Heidelberg, Hong Kong, London, Milan, Paris, Tokyo: Springer. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-1-4757-4282-4>
3. (2004) SO 153-34.17.462-2003 *Контроль методом травления выходных кромок рабочих лопаток из сплава ТС5 после удаления эрозионного износа. Инструкция*. Москва, Мин. энергетики РФ, ЦПТИ ОРГРЭС.
4. Білоус В.А., Воеводін В.М., Хороших В.М. та ін. (2016) Створення експериментального обладнання і основних технологічних прийомів отримання кавітаційно-стійких захисних покриттів на робочих поверхнях лопаток парових турбін з титанового сплаву ВТ6 з метою заміщення імпорту аналогічної продукції. *Наука та інновації*, 12(4), 27–37. DOI: <https://doi.org/10.15407/scin12.04.027>
5. Makhnenko, O.V., Milenin, A.S., Velikoivanenko, E.A. et al. (2017) Modelling of temperature fields and stress-strain state of

- small 3D sample in its layer-by-layer forming. *The Paton Welding J.*, 3, 7–14. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2017.03.02>
6. Махненко О.В., Ананченко Н.С., Кандала С.М. та ін. (2018) Прогнозування структури і механічних властивостей титанового сплаву ВТ6 при пошаровому формуванні 3D виробів за допомогою адитивної технології електронно-променевого наплавлення. *Mechanics and Advanced Technologies*, 3(84), 5–14. DOI: <https://doi.org/10.20535/2521-1943.2018.84.144127>
 7. Махненко О.В., Миленин А.С., Великоиваненко Е.А. и др. (2018) Прогнозирование особенностей кинетики термомодифицированного состояния компактных образцов различной геометрии при их послойном формировании на оборудовании xBeam 3D Metal Printer. *Сб. тр. IX междунар. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»*, сс. 68–76.

References

1. Torop, V.M., Makhnenko, O.V., Saprykina, G.Yu., Gopkalo, E.E. (2018) Results of studying the causes for cracking in titanium alloy blades of steam turbines of K-1000-60/3000 type. *Tekh. Diagnost. ta Neruiv. Kontrol*, 2, 3–15. DOI: <https://doi.org/10.15407/tdnk2018.02.01> [in Russian].
2. Kanel, G.I., Razorenov, S.V., Fortov, V.E. (2004) *Shok-Wave phenomena and the properties of condensed matter*. New-York, Berlin, Heidelberg, Hong Kong, London, Milan, Paris, Tokyo: Springer. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-1-4757-4282-4>
3. (2004) SO 153-34.17.462-2003 *Control by etching method blades of TS5 alloy after removal of erosion wear. Instruction*. Moscow, Minenergo RF [in Russian].
4. Bilous, V.A., Voevodin, V.M., Khoroshikh, V.M. et al. (2016) Development of experimental equipment and main technological procedures for producing cavitation-resistant coatings on working surfaces of blades of steam turbines from titanium alloy VT6 for replacement of similar imported products. *Nauka ta Innovatsii*, 12(4), 27–37. DOI: <https://doi.org/10.15407/scin12.04.027>
5. Makhnenko, O.V., Milenin, A.S., Velikoivanenko, E.A. et al. (2017) Modelling of temperature fields and stress-strain state of small 3D sample in its layer-by-layer forming. *The Paton Welding J.*, 3, 7–14. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2017.03.02>
6. Makhnenko, O.V., Ananchenko, N.S., Kandala, S.M. et al. (2018) Prediction of structure and mechanical properties of VT6 titanium alloy at layer-by-layer formation of 3D products using additive technology of electron beam surfacing. *Mechanics and Advanced Technologies*, 3(84), 5–14. DOI: <https://doi.org/10.20535/2521-1943.2018.84.144127>
7. Makhnenko, O.V., Milenin, A.S., Velikoivanenko, E.A. et al. (2018) Prediction of kinetics peculiarities of thermoformal state of compacts specimens of different geometry at their layer-by-layer formation in equipment xBeam 3D Metal Printer. In: *Proc. of 9th Int. Conf. on Mathematical Modeling and Information Technologies in Welding and Related Processes*, 68-76.

RECONDITIONING REPAIR OF STEAM TURBINE BLADES USING ADDITIVE TECHNOLOGY

O.V. Makhnenko, G.Yu. Saprykina, O.M. Savytska, M.S. Ananchenko

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

E-mail: oleh.makhnenko@gmail.com

It is rational to use additive technology to perform repair of critical structural elements, which include titanium alloy blades of powerful steam turbines, which is due to high requirements to product quality, namely the need to ensure the required microstructure and mechanical properties of blade material, as well as a low level of the residual stress-strain state and oxidation of material surface. Application of mathematical modeling methods based on computer technologies allows reduction of the scope of experimental studies and ensuring the required quality of repair, which guarantees a certain reliability and serviceability of the blades after repair. 7 Ref., 7 Fig.

Keywords: steam turbine, blade, titanium alloy, reconditioning repair, additive technology, electron beam surfacing, computational prediction

Надійшла до редакції 20.10.2023

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ FDM 3D ДРУКУ НА ПРОЦЕСИ ФОРМУВАННЯ, СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ВИРОБІВ З ПОЛІЛАКТИДУ

О.П. Масючок, М.В. Юрженко, Р.В. Колісник, А.О. Шадрін, В.Ю. Кондратенко, М.Г. Кораб

ІЕЗ ім. Є.О.Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.
E-mail: 4chewip@gmail.com

На основі результатів математичного моделювання та теоретичних досліджень встановлено, що найвпливовішими факторами 3D друку, від яких залежить якість та час формування кінцевих виробів, є: температура філь'єри екструдера, висота шарів, швидкість руху друкуючої головки при формуванні виробів, а також одночасна побудова декількох виробів у межах одного циклу. У роботі було проведено відпрацювання режимів процесу FDM 3D друку та встановлено закономірності впливу згаданих параметрів на структуру та властивості отриманих 3D виробів із полілактиду. Експериментально визначено параметри формування виробів, які забезпечують отримання 3D об'єктів із прогнозованими властивостями – максимальною міцністю (98 % міцності філаменту), високою естетичною якістю (гладкістю поверхні та роздільною здатністю) та виробів з мінімальними часовими вкладеннями при їх виробництві. Бібліогр. 16, рис. 10, табл. 4.

Ключові слова: адитивне формування, технологія FDM 3D друку, полілактид, функціональний 3D виріб, філамент

Вступ. Останнім часом розвиток технологій тривимірного (3D) друку набрав вибухового характеру [1–3]. Серед них одним з найрозповсюдженіших є технологія моделювання методом наплавлення (Fused Deposition Modeling, FDM) [4–6]. З іншого боку, у світі набуває розмаху (з огляду на загострення проблеми забруднення навколишнього середовища) використання полімерних матеріалів, які мають здатність до біодеградації [7]. Серед таких матеріалів особливе місце займає полілактид (PLA) – термопластичний полієфір на основі молочної кислоти, придатний зокрема для пакування харчових продуктів [8, 9]. Створення виробів з такого матеріалу, у тому числі за допомогою 3D друку, є перспективним для цілого ряду промислових галузей. Для проведення досліджень було обрано філамент з PLA компанії MonoFilament [10].

Оскільки FDM 3D друк – це складний процес з великою кількістю параметрів, які можуть впливати на структуру та властивості кінцевих виробів, то на першому етапі було проведено математичне моделювання спрощеного процесу FDM 3D друку з метою зменшення кількості експериментів для визначення його найвпливовіших параметрів [11].

Таким чином, з огляду на результати математичного моделювання, які співвідносні з даними літературних джерел [12, 13], можна припустити, що до основних параметрів процесу FDM 3D друку, які впливають на якість кінцевих виробів, належать:

- температура FDM 3D друку, тобто філь'єри екструдера;
- швидкість руху друкуючої головки при формуванні виробу;
- висота шарів (у певному сенсі об'єм і маса полімеру), що наносяться при формуванні виробу;
- кількість виробів, що формуються за один цикл 3D друку.

Для визначення експериментальним шляхом впливу кожного з цих параметрів FDM 3D друку на якість кінцевих виробів в роботі всі зразки мали форму лопатки для механічних досліджень з розмірами поперечного перерізу найтоншої частини 2×4 мм. Загальний розмір деталі становив 30×6×2 мм. Розташування моделі відносно робочої платформи було обрано у вертикальній орієнтації з-за анізотропії механічних властивостей сформованого 3D виробу по осях X, Y, Z, оскільки міцність зчеплення між шарами може бути співставною, але не вищою за міцність основного матеріалу.

Вплив температури 3D друку на процеси формування та якість кінцевих полімерних виробів. У даній частині роботи проведено експериментальний 3D друк зразків з використанням комерційного філаменту з PLA за п'ятьма різними температурами екструдера – 190, 200, 210, 220 та 230 °C, які знаходяться в температурному діапазоні, рекомендованому для подібних робіт компанією-виробником (190...230 °C). Результати механічних випробувань на одновісний розтяг представлені на рис. 1.

Масючок О.П. – <https://orcid.org/0000-0002-3302-3079>, Юрженко М.В. – <https://orcid.org/0000-0002-5535-731X>, Колісник Р.В. – <https://orcid.org/0000-0002-0493-894X>, Шадрін А.О. – <https://orcid.org/0000-0002-2777-0852>, Кораб М.Г. – <https://orcid.org/0000-0001-8030-1468>

© О.П. Масючок, М.В. Юрженко, Р.В. Колісник, А.О. Шадрін, В.Ю. Кондратенко, М.Г. Кораб, 2023

Відомо, що усадка нагрітого полімеру після охолодження тим сильніша, чим вища температура друку. Як видно з рис. 1, формування виробів з PLA при температурі 200 °C давало можливість піддавати термопластичний полімерний матеріал якомога меншому термічному розширенню. При цьому відбувалося пошарове формування виробу заданої геометричної форми та найвищої механічної міжшарової міцності $\sigma = 52,9$ МПа при міцності самого PLA $\sigma = 57,8$ МПа [14]. За зниженою температури (190 °C) відбувалося формування виробів заданої геометричної форми, однак значення міжшарової міцності становило $\sigma = 48$ МПа, що пояснюється високою в'язкістю розплаву PLA за такої температури та, відповідно, низькою адгезійною здатністю. Друк виробів з підвищеною температурою екструдера 230 °C призводив до незначної деформації та низької міжшарової міцності на рівні $\sigma = 47$ МПа внаслідок перегріву зразків під час їх формування.

Вплив швидкості 3D друку на процеси формування, зовнішній вигляд, структуру та властивості кінцевих полімерних виробів. За технологією FDM 3D друку із полілактиду були отримані зразки при всіх незмінних параметрах формування виробів, що були описані вище і відповідають рекомендованим компанією-виробником, окрім швидкості переміщення головки під час формування виробів. Компанія MonoFilament рекомендує здійснювати формування виробів з PLA пластику зі швидкістю руху друкуючої головки в межах 30...80 мм/с, тоді як інші виробники радять це робити зі швидкістю в межах 40...110 мм/с [10, 15]. З метою обґрунтованого та об'єктивного встановлення впливу різних швидкостей (у межах рекомендованих) на якість отриманих виробів і знаходження оптимальної швидкості, що забезпечує отримання найкращого виробу, було проведено формування зразків з інтервалом у 30 мм/с від найнижчої до найвищої рекомендованої межі. Швидкість руху друкуючої головки при формуванні виробів становила 20, 50, 80, 110 мм/с для зразків №№ 1, 2, 3, 4 відповідно. Час, витрачений на формування кожної лопатки, змінювався від 14 до 22

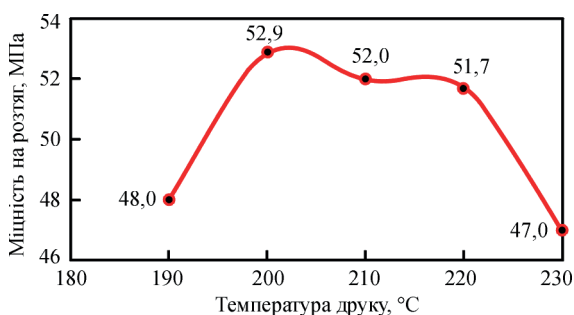


Рис. 1. Залежність механічної міжшарової міцності зразків з PLA від температури їх 3D друку

хв у залежності від обраної швидкості формування виробів.

Після проведення досліджень і обробки отриманих даних було встановлено, що швидкість формування виробів в досліджуваних межах і при незмінних інших параметрах друку суттєвим чином не впливає на зовнішній вигляд (рис. 2). Усі сформовані зразки мали задану геометричну форму з чіткими обрисами деталі та візуально високу щільність прилягання нанесених шарів.

Щільну внутрішню будову отриманих зразків та відсутність в них дефектів, які перевищують 5 мкм, демонструють також знімки, отримані при дослідженні виробів за допомогою комп'ютерного томографа та 3D реконструкції їх внутрішньої будови (рис. 3). Встановлено, що внутрішня будова була типовою для всіх зразків, незважаючи на різну швидкість руху друкуючої головки при формуванні виробів. Для прикладу на рис. 3 наведено будову в X, Y, Z площинах зразка, який був сформований при максимальній швидкості 110 мм/с.

Для дослідження впливу швидкості руху друкуючої головки при формуванні зразків на механічні характеристики отриманих виробів були проведені дослідження за допомогою випробування на одновісний розтяг адитивно-виготовлених??

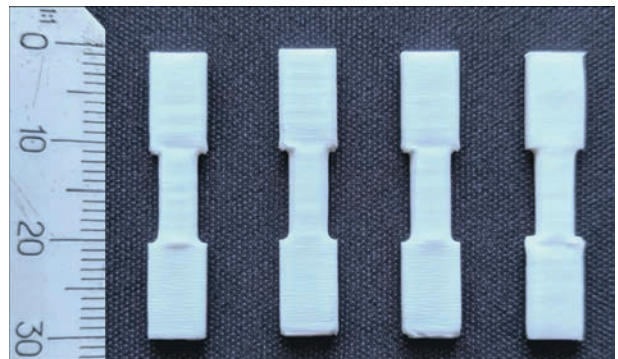


Рис. 2. Зовнішній вигляд зразків №№ 1, 2, 3, 4 (справа наліво)

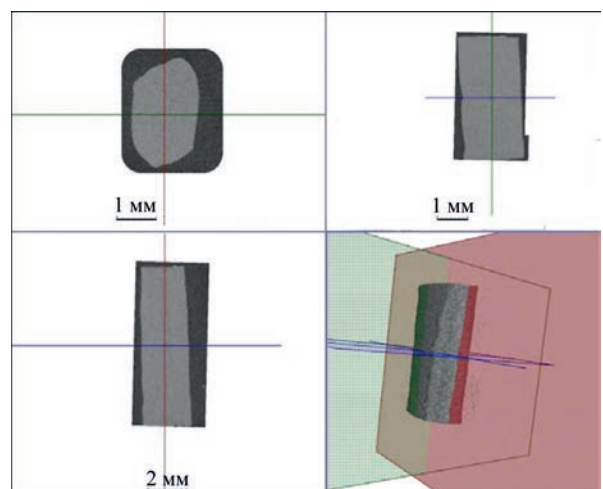


Рис. 3. Зображення внутрішньої будови зразка № 4 в різних площинах, отримане за допомогою 3D комп'ютерної томографії

Таблиця 1. Міцність отриманих виробів в залежності від швидкості та часу їх формування

Номер зразка	Швидкість руху друкуючої головки при формуванні зразків, мм/с	Час формування одного зразка, хв	Міцність зчеплення σ , МПа	Міцність PLA [14]
1	20	22	51,7	57,8
2	50	20	52,9	
3	80	16	56,9	
4	110	14	39,3	

зразків №№ 1–4. Отримані результати за міцністю зчеплення між шарами наведено в табл. 1.

Аналіз результатів механічних досліджень показав, що найкращий результат $\sigma = 56,9$ МПа, який є близьким до табличного значення межі міцності на розтяг PLA $\sigma = 57,8$ МПа, був отриманий у випадку формування 3D виробів зі швидкістю 80 мм/с. Найгірший результат ($\sigma = 39,3$ МПа) показали зразки, формування яких відбувалося з максимальною швидкістю – 110 мм/с. Зразки, що були сформовані зі швидкостями руху друкуючої головки 20 та 50 мм/с, мали середні значення міцності зчеплення між шарами і близькими між собою ($\sigma = 51,7$ та $52,9$ МПа відповідно).

З урахуванням того, що при всіх досліджуваних швидкостях руху друкуючої головки при створенні виробів відбувалося формування зразків заданої геометричної форми та візуально однаково високої якості, вибір режиму, що задовольняє потреби споживача/замовника, залежить від додаткових вимог, які висуваються до майбутнього тривимірного об'єкту, а саме його механічних характеристик і часу, який витрачається на формування кожної окремої деталі. Об'єктивно найкращим режимом друку, який дозволяє отримувати вироби з високими показниками механічних характеристик при відносно невисоких часових витратах – 16 хв, є режим формування зразка № 3 (рис. 4).

При збільшенні швидкості руху друкуючої головки при формуванні виробів до 110 мм/с відбувається незначне скорочення часу на формування виробу (14 хв), проте при цьому спостерігається негативний вплив швидкості на механічну міцність отриманого об'єкта.

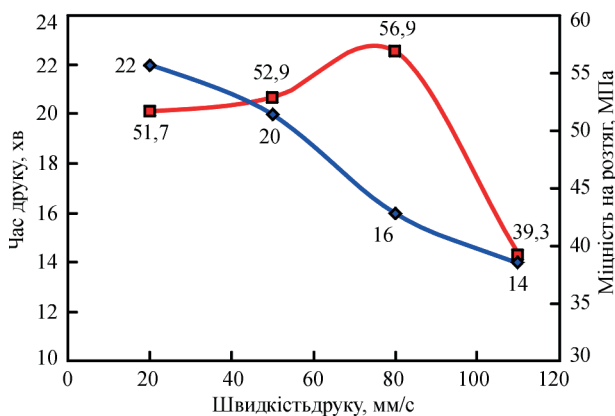


Рис. 4. Залежність часу формування зразків і міжшарової міцності сформованих 3D виробів від швидкості їх формування

При повільнішому русі друкуючої головки (20 і 50 мм/с) отримані зразки мають середню механічну міцність, проте суттєво збільшується час на формування виробів – до 22 та 20 хв відповідно.

Вплив методу адитивного формування 3D виробів на особливості процесу їх виготовлення, структуру та властивості. З метою зниження часових затрат на процес створення 3D принтером виробів існує можливість одночасного послідовного друку декількох моделей в межах одного циклу. Кількість виробів, які можна сформувати одночасно, залежить від характеристик 3D принтера, а саме розмірів його області побудови. Для подальших досліджень впливу одночасного адитивного виготовлення декількох зразків на характеристики одержаних виробів був обраний режим процесу формування зразка № 3 (табл. 1), при використанні якого були отримані зразки найвищої міцності ($\sigma = 56,9$ МПа). У якості моделей для побудови було обрано чотири однакові зразки, що мали ідентичну форму (лопатки), як і в попередньому дослідженні.

Після формування зразків було проведено візуальну оцінку отриманих виробів і встановлено, що їх форма повністю відповідає заданій цифровій моделі, проте структура сформованих деталей менш щільна в порівнянні зі зразком № 3, побудова якого відбувалася окремо (один зразок за один цикл) при тих самих параметрах формування виробів. Результати дослідження за допомогою 3D комп'ютерної томографії внутрішньої структури зразка № 5, формування якого здійснювалося в умовах одночасного друку чотирьох зразків в межах одного циклу, також підтвердили зниження щільності прилягання нанесених шарів у порівнянні зі зразком № 3.

Проведені дослідження міцності зчеплення між шарами отриманих зразків за допомогою стандартизованого випробування на одновісний розтяг показали суттєве зниження міцності ($\sigma = 25$ МПа) у порівнянні з одиничними зразками ($\sigma = 59,6$ МПа), сформованому на такому ж режимі (табл. 2).

Це пояснюється тим, що при формуванні відразу чотирьох деталей паралельно, коли філь'єра екструдера переходить від однієї моделі до іншої, відбувається зниження температури та пластичності верхніх шарів виробу, що обумовлено збільшенням часу охолодження, і наступні шари

Таблиця 2. Міцність 3D виробів і час їх виготовлення в залежності від методу їх формування

Час FDM 3D друку та механічні властивості отриманих зразків	Зразок № 3 (по 1 шт.)	Зразок № 5 (по 4 шт. у межах одного циклу)
Час формування одного зразка, хв.	16	8
Міжшарова міцність σ , МПа	56,9	25
Міцність філаменту PLA, МПа [4]	51	
Міцність PLA, МПа [2]	57,8	

розплавленого матеріалу лягають на основу, що вже частково встигла затвердіти. Це призводить до зниження адгезії та погіршення контактного механічного зчеплення між шарами надрукованого виробу і, як наслідок, зниження міцності. З іншого боку, це дає можливість керувати механічними властивостями виробу при його формуванні 3D друком і отримувати в бажаних місцях деталі задану міцність. Наприклад, для створення у виробі заздалегідь передбачуваної локальної ділянки з послабленими механічними властивостями, по якій буде проходити руйнування деталі при прикладанні до неї силового навантаження, друк необхідно здійснювати у відповідному режимі – з паузами на висоті тих шарів, адгезія між якими має бути прогнозовано невисокою. У програмі для переформатування 3D моделі в керуваний код для 3D принтера передбачено змінювати параметри формування виробів по висоті моделі (наприклад, швидкість руху друку голови при формуванні виробів), у тому числі здійснювати 3D друк з паузами. У випадку розглянутого вище режиму формування виробів по чотири зразка в межах одного циклу, пауза між нанесенням n -го і $n+1$ шару для кожного зразка була однаковою, оскільки моделі на платформі розміщувалися по зовнішнім кутам квадрата, і становила ~ 10 с для ширшої ділянки лопатки і ~ 8 с для вузької її частини.

З іншого боку, якщо використання виробу не передбачає його експлуатацію в умовах значних навантажень, то формування 3D друком відразу декількох деталей дозволяє істотно скоротити час на процес їх виготовлення. Так, в умовах однакових параметрів 3D друку для створення одного зразка, формування якого відбувалося окремо,

було витрачено 16 хв, а для одного зразка, формування якого здійснювалося одночасно з трьома іншими в межах одного циклу, – 8 хв (див. табл. 2).

Після проведення випробувань на одновісний розтяг було зроблено оцінку структури зразків у місцях руйнування. Так, на мікрофотографіях площини руйнування зразка № 5 (рис. 5, а) чітко простежується траєкторія руху друкуючої головки екструдера під час нанесення матеріалу попереднього шару – початок у нижньому правому куті й далі за годинниковою стрілкою по спіралі до центру, що свідчить про те, що руйнування деталі відбулося по міжшаровій області. Для порівняння, на мікрофотографії місця руйнування лопатки, створення якої було здійснено за тих самих параметрах друку, тільки окремо по одній, видно, що її руйнування відбулося не між шарами, а в площині шару (рис. 5, б), що свідчить про вищу адгезію між шарами в сформованому 3D виробі.

Вплив висоти шарів 3D виробів на особливості їх формування, зовнішній вигляд, структуру та властивості. У залежності від застосування того чи іншого FDM 3D принтера та термопластичного матеріалу, а також поставлених задач (отримання 3D деталей з високою точністю та деталізацією, швидкий друк кінцевих виробів великих розмірів тощо) існує можливість створення об'ємних виробів з поверхнями різної якості. У даній роботі вибір параметрів висоти шарів 3D виробу, які безпосередньо впливають на якість отриманих зразків, базувався на крайніх допустимих значеннях (у межах рекомендованих) для 3D принтера CreatorPro та філаменту PLA. При незмінних інших параметрах друку, окрім висоти шарів, яка становила 0,08, 0,10, 0,20, 0,30 та 0,40 мм для зразків №№ 6, 7, 8, 9 відповідно було проведено

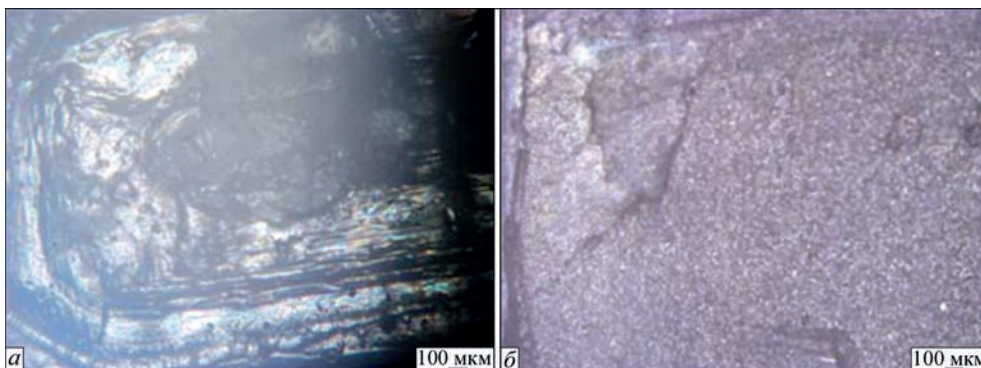


Рис. 5. Морфологія зразків в місцях руйнування після випробувань на одновісний розтяг зразка № 5 (а) і зразка № 3 (б)

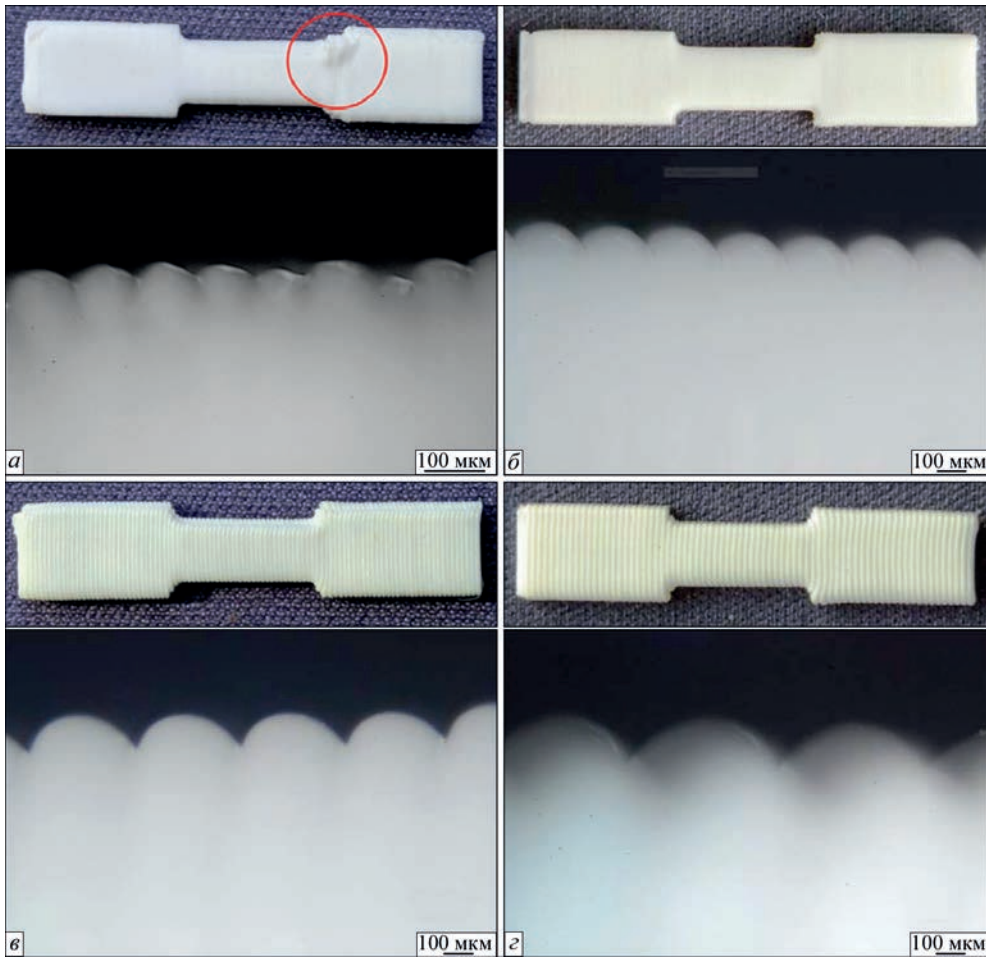


Рис. 6. Фотографії та морфологія зразків різної якості: зразка № 6 з товщиною шарів 0,08 мм (а); зразка № 7 з товщиною шарів 0,20 мм (б); зразка № 8 з товщиною шарів 0,30 мм (в); зразка № 9 з товщиною шарів 0,40 мм (г)

дослідження впливу обраного параметру на зовнішній вигляд, структуру та властивості отриманих виробів.

На рис. 6 наведено фотографії зовнішнього вигляду та мікроструктури зразків №№ 6 (а), 7 (б), 8 (в) та 9 (г), що сформовані за технологією FDM 3D друку у відповідності до параметрів друку. Отримані лопатки в цілому мають задану геометричну форму з гострими краями і чіткими обрисами деталі. Оскільки вироби формуються пошарово, то очевидно, що чим менша висота шару, тим менш помітний перехід між ними, відповідно поверхня об'єкта гладкіша, а його деталі виразніші. Зразки, формування яких здійснювалося за заданою товщиною кожного шару 0,40 та 0,30 мм (рис. 6, в, г), мають нижчу роздільну здатність у порівнянні зі зразками, фіксована висота кожного шару яких складала 0,08 та 0,20 мм (рис. 6, а, б). Останні мають значно менші видимі лінії шарів та гладкішу поверхню. Проте за мінімально можливої висоти шарів можуть бути присутні неточності – артефакти друку (рис. 6, а). У даному випадку такі неточності можуть з'являтися навколо складних елементів, наприклад як в надрукованому зразку, коли його формування

здійснювалося на розширення деталі – переході від вузької частини виробу до широкої. При такому переході відбувається адитивне формування в навіс, коли кожна попередня площина сформованої деталі є меншою по відношенню до наступної, яка має формуватися на її основі, і тим складніше сформувати в таких умовах якісний виріб, чим тоншою є висота шарів майбутньої деталі. Дана похибка може бути усунена побудовою підтримуючих конструкцій (у т.ч. розчинних) під нависаючими елементами деталі.

У даному дослідженні було встановлено, що час, витрачений на формування одного зразка з висотою шарів надрукованих виробів 0,08 мм склав 29 хв. У той же час друк ідентичного за формою та розмірами зразка з товщиною шарів 0,40 мм дозволив скоротити часові витрати на його створення до 6 хв. (табл. 3).

Таблиця 3. Час друку отриманих виробів у залежності від товщини шарів 3D моделей

Номер зразка	Висота шарів, мм	Час формування одного зразка, хв
6	0,08	29
7	0,20	12
8	0,30	8
9	0,40	6

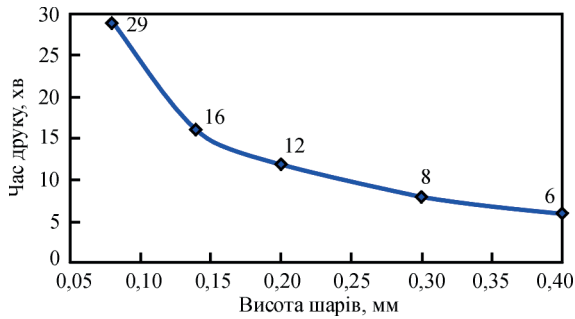


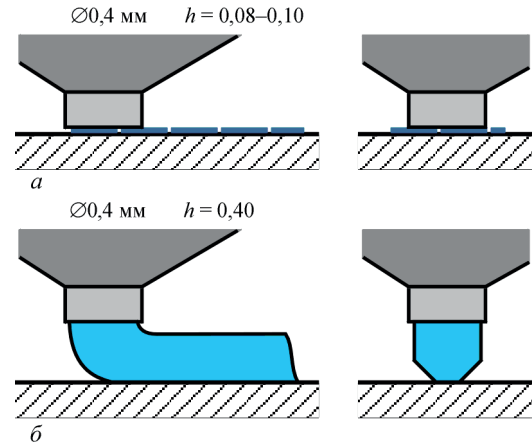
Рис. 7. Залежність часу 3D друку зразків від висоти їх шарів

У ситуації, коли між висотою шарів – вертикальною роздільною здатністю деталі та часом, витраченим на друкування моделі, чітко простежується логічна обернено пропорційна залежність (рис. 7), залежність між роздільною здатністю та міцністю деталі не виглядає так однозначно, оскільки проведені досліді показали, що і при мінімальній, і при максимальній заданій висоті шарів для даного матеріалу та принтеру сформовані вироби мали візуально достатньо високу якість та щільність шарів.

Очевидно, що чим краще шари виробів прилягають і змочують один одного при 3D формуванні, тим вища міцність буде у надрукованої деталі. Питання полягає в тому, яка висота шару при інших рівних налаштуваннях дозволить створити умови для формування шарів з найвищою адгезією між ними.

Оскільки можливість встановлення в програмних налаштуваннях мінімально та максимально можливого значення висоти шару для кожного конкретного філаменту обмежена діаметром філь'єри екструдера 3D принтера, то варто врахувати і його вплив на умови формування виробів, структуру та властивості отриманих виробів. Так, при 3D формуванні зразків з полілактиду з мінімально дозволеною висотою шарів 0,08...0,10 мм на 3D принтері з діаметром філь'єри екструдера 0,4 мм розплавлений полімер, що продавлюється через філь'єру при формуванні виробу, буде сплющуватись, приймаючи овальну форму заданої висоти. Схематично даний процес зображено на рис. 8, а. Адгезія таких шарів очевидно буде значно вище, ніж шарів висотою, наприклад, 0,4 мм (рис. 8, б) за рахунок різної площі дотичних поверхонь шарів. Оскільки розплав полімеру при виході з філь'єри екструдера діаметром 0,4 мм тим менше сплющується, чим ближче до 0,4 мм задана висота шарів, а їх форма при цьому тим ближча до циліндричної, то за рахунок накладання шарів такої форми один на одного при формуванні 3D виробу відбувається зменшення поверхні контакту між ними.

Отже, чим ближче в програмних налаштуваннях виставлений показник висоти шарів майбутнього 3D об'єкту до діаметру філь'єри ек-

Рис. 8. Схематичне зображення процесу нанесення шарів розплавленого полімеру при формуванні 3D моделі з різною висотою шарів, діаметром 0,4 мм: $h = 0,08...0,10$ мм (а), $h = 0,40$ мм (б)

струдера, тим округліша форма шарів буде у сформованого виробу. Це, в свою чергу, призводить до ослаблення міжшарових зв'язків.

Для встановлення залежності та повнішої оцінки впливу на механічну міцність висоти шарів сформованих 3D виробів при діаметрі філь'єри екструдера 0,4 мм були проведені механічні випробування на одновісне розтягування зразків №№ 6–9. Для аналізу також були використані дані зі зразка №3, формування якого здійснювалося в ідентичних умовах, відмінним був лише досліджуваний параметр – висота шарів, яка становила 0,14 мм (табл. 4).

Видно, що найвищі показники міжшарової міцності ($\sigma = 56,9$ МПа) було отримано при режимі друку № 3 з висотою шарів 0,14 мм. Однакові результати були отримані у зразків № 7 і 9. Тобто за заданою мінімальною висотою 0,08 мм значення міжшарової механічної міцності виробів було на рівні з виробами, що мали значення висоти шарів 0,2 мм. Проте в цілому простежується закономірність зниження міжшарової міцності отриманих виробів з підвищенням значення висоти їх шарів. Для візуалізації отриманих результатів побудовано графік залежності міжшарової міцності від висоти шарів 3D моделей (рис. 9).

У підсумку можна відзначити, що такий параметр, як висота шарів, має значний вплив на міцність отриманих 3D виробів і час, який витрачається на їх формування, а отже впливає на еко-

Таблиця 4. Міжшарова міцність та час формування виробів у залежності від товщини їх шарів

Номер зразка	Висота шарів, мм	Міжшарова міцність σ , МПа
7	0,08	47
8	0,30	42,5
9	0,20	47
10	0,40	39,6
3	0,14	56,9

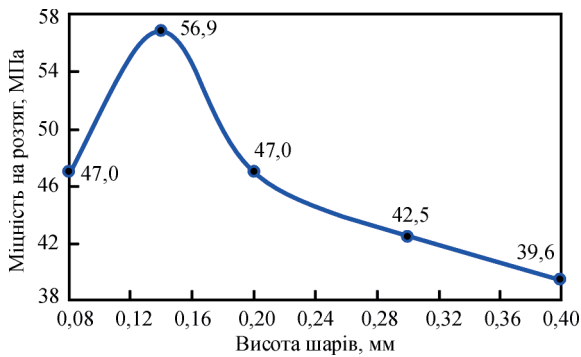


Рис. 9. Залежність міжшарової міцності 3D виробів від висоти їх шарів

номічний показник процесу 3D друку та роздільну здатність поверхні тривимірної деталі.

За необхідності створення виробу з мінімально можливою шаруватістю поверхні та максимально можливою деталізацією його формування варто здійснювати за заданою найменшою висотою шарів, яка можлива при формуванні деталі філь'єрою екструдера 3D принтера відповідного діаметру. Проте необхідно враховувати той факт, що це призводить до суттєвого підвищення часу на створення виробів. Крім того, при мінімальній товщині шарів існує вища вірогідність отримання на поверхні виробу артефактів. З метою досягнення ще більшої мінімізації на поверхні 3D виробів шаруватої структури, яка отримується при 3D друці за технологією FDM, необхідно використовувати філь'єру меншого діаметру, виконувати наступну обробку поверхні готових 3D виробів або застосовувати іншу технологію 3D друку, наприклад, SLA, DLP, які дозволяють створювати моделі з вищою роздільною здатністю.

Для систематизації та узагальнення отриманих даних за результатами проведених досліджень впливу висоти шарів на час формування виробів та їх міцність було побудовано об'єднуючий графік (рис. 10). За його аналізом було проведено визначення оптимального діапазону висоти 3D виробів, при дотриманні якого забезпечується адитивне формування моделей з міжшаровою міцністю на рівні 90 % міцності витратного матеріалу. З огляду на те, що механічна міцність полілактиду за даними з літературних джерел стано-

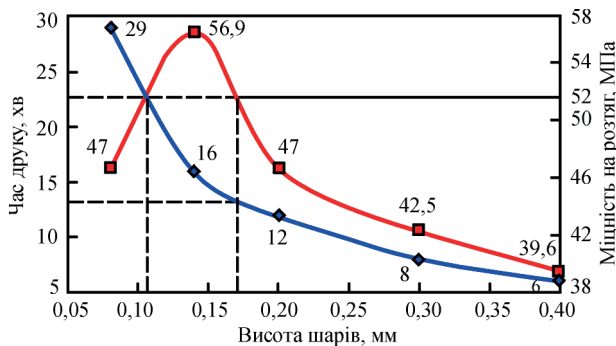


Рис. 10. Залежність часу 3D друку виробів і міжшарової міцності сформованих виробів від висоти їх шарів

вить $\sigma = 57,8$ МПа [14], то на рівні $\sigma = 52$ МПа, що становить 90 % міцності філаменту, по осі «Міцність на розтяг, МПа» графіку була відкладена пряма. Після чого з точок її перетину з кривою розподілу були опущені перпендикуляри на вісь «Висота шарів, мм». Відтак з графіку випливає, що при товщині шарів 0,108...0,173 мм формування 3D об'єктів відбувається з міжшаровою міцністю на рівні 90 % міцності вихідного матеріалу та при середніх часових витратах на друк однієї деталі (13,5...23 хв).

Висновки

1. Було проведено дослідження впливу процесу FDM 3D друку на структуру та властивості полімерного матеріалу філаменту – полілактиду. Показано, що процес 3D друку (його основні параметри: температура філь'єри екструдера; висота шарів, що наносяться при формуванні виробу; швидкість руху друкуючої головки при формуванні виробу та кількість виробів, що формуються за один цикл 3D друку) суттєвим чином впливає на зовнішній вигляд, структуру, механічні властивості та на час, що витрачається на формування виробів.

2. Встановлено раціональний режим адитивного формування виробів, який забезпечує отримання деталей заданої геометричної форми, міжшарової міцності $\sigma = 56,9$ МПа близької до міцності основного матеріалу $\sigma = 57,8$ МПа та невеликих часових витрат (14 хв) на формування однієї деталі.

3. Встановлено режим формування 3D виробів з полілактиду, який забезпечує можливість керування значеннями механічних властивостей виробів під час їх адитивного виробництва та отримувати в бажаних місцях деталі заздалегідь передбачувану міцність, наприклад створювати локальні ділянки з послабленими механічними властивостями, по яких буде проходити руйнування.

4. Встановлено режими процесу формування об'ємних виробів, які дозволяють отримати деталі заданої геометричної форми за максимально коротким проміжком часу (6 та 8 хв). Скорочення часу та, як наслідок, витрат на формування виробів відбувається за рахунок:

- одночасної побудови декількох виробів в межах одного циклу,

- формуванню деталей з висотою шарів, максимально можливою для досліджуваного матеріалу, 3D принтеру та рекомендованих меж.

5. Встановлено режими процесу 3D друку, що дають можливість створювати вироби з максимально можливою їх деталізацією (по осі Z) за рахунок програмного завдання мінімально можливої товщини шарів виробу при 3D друці використуваного термопластичного матеріалу та 3D принтера.

Список літератури/References

1. Ngo, T.D, Kashani, A., Imbalzano, G. et al. (2018) Additive manufacturing (3D printing): a review of materials, methods, applications and challenges. *Composites Part B: Engineering*, 143, 172–196. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.02.012>
2. Jan Yang Jiquan, Zheng Mei, Yang Jianfei et al. (2016) *Introduction to 3D printing technology [M]*. Nanjing, Nanjing Normal University Press.
3. Shahrubudin, N., Lee, T.C., Ramlan, R. (2019) An overview on 3D printing technology: technological, materials and applications. *Procedia Manuf.*, 35, 1286–1296. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2019.06.089>
4. Kristiawan, R.B., Imaduddin, F., Ariawan, D., Ubaidillah, Zainal Arifin (2021) A review on the fused deposition modeling (FDM) 3D printing: Filament processing, materials, and printing parameters. *Open Engineering*, 11(1), 639–649. DOI: <https://doi.org/10.1515/eng-2021-0063>
5. Wilson, S., Thomas, R., Mary, N. et al. (2021) Development and fabrication of fused deposition modelling 3D printer. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 1132, 012019. DOI: <https://doi.org/10.1088/1757-899X/1132/1/012019>
6. Масючок О.П., Юрженко М.В., Колісник Р.М., Кораб М.Г. (2020) Адитивні технології полімерних матеріалів (Огляд). *Автоматичне зварювання*, 5, 53–60. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.05.08>
7. Masiuchok, O.P., Iurzhenko, M.V., Kolisnyk, R.V., Korab, M.G. (2020) Additive technologies of polymer materials (Review). *The Paton Welding J.*, 5, 49–55. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.05.08>
8. Sikorska, W., Zięba, M., Musioł, M., Kowalczyk, M., Janeczek, H., Chaber, P., Masiuchok, O., Demchenko, V., Talanyuk, V., Iurzhenko, M., et al. (2020) Forensic Engineering of Advanced Polymeric Materials—Part VII: Degradation of Biopolymer Welded Joints. *Polymers*, 12, 1167. DOI: <https://doi.org/10.3390/polym12051167>
9. Marszałek-Harych, A., Jędrzkiewicz, D., Ejfler, J. (2017) Bio- and chemocatalysis cascades as a bridge between biology and chemistry for green polymer synthesis. *Cell. Mol. Biol. Lett.*, 22(1), 28. DOI: <https://doi.org/10.1186/s11658-017-0061-1>
10. Jalaber, M., Frascini, C., Prud'Homme, R.E. et al (2007) Synthesis and characterization of poly(L-lactide)s and poly(D-lactide)s of controlled molecular weight. *J. of Polymer Science. Part A. Polymer Chemistry*, 45(10), 1944–1955. DOI: <https://doi.org/10.1002/pola.21960>
11. Lunt, J. (1998) Large-scale production, properties and commercial applications of polylactic acid polymers. *Polymer Degradation and Stability*, 59(1–3), 145–152. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0141-3910\(97\)00148-1](https://doi.org/10.1016/S0141-3910(97)00148-1)
12. Стандартні матеріали: PLA [Електронний ресурс]. Режим доступу: <https://monofilament.com.ua/products/standartnye-materialy/pla/>. Standard materials: PLA
13. Standard materials: PLA: <https://monofilament.com.ua/products/standartnye-materialy/pla/>.
14. Сенченко І.К., Юрженко М.В., Червінко О.П. та ін. (2021) Чисельне моделювання напружено-деформованого стану елементів, які виготовляються за допомогою 3D друку. *Автоматичне зварювання*, 8, 29–34. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2021.08.06>
15. Senchenkov, I.K., Iurzhenko, M.V., Chervinko, O.P. et al. (2021) Numerical modeling of stress-strain state of elements manufactured by 3D printing. *The Paton Welding J.*, 8, 21–26. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2021.08.05>
16. Vega, V., Clements, J., Lam, T. et al. (2011) The effect of layer orientation on the mechanical properties and microstructure of a polymer. *J. Mater. Eng. Perform.*, 20(6), 978–988. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-010-9740-z>
17. Dizon, J.R.C., Espera, A.H., Chen, Q., Advincula, R.C. (2018) Mechanical characterization of 3D printed polymers. *Additive Manufacturing*, 20, 44–67. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2017.12.002>
18. Garlotta, D. (2001) A literature review of poly (lactic acid). *J. of Polym. and the Environ.*, 9(2), 63–84. DOI: <https://doi.org/10.1023/A:1020200822435>
19. Таблиця стандартних налаштувань для різних видів матеріалів для FDM 3D принтерів [Електронний ресурс]. Режим доступу: <https://pro3d.com.ua/g75854193-plastik-kotushtsi>.
20. Table of standard settings for different types of materials for FDM 3D printers. <https://pro3d.com.ua/g75854193-plastik-kotushtsi>.

STUDY OF THE INFLUENCE OF FDM 3D PRINTING PARAMETERS ON FORMATION PROCESSES, STRUCTURE AND PROPERTIES OF POLYLACTIDE PRODUCTS

O.P. Masyuchok, M.V. Yurzhenko, R.V. Kolisnyk, A.O. Shadrin, V.Yu. Kondratenko, M.G. Korab


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

E-mail: 4chewip@gmail.com

Based on the results of mathematical modeling and theoretical research works, it was established that the most influential factors of 3D printing, affecting the quality and time of end products formation, are extruder die temperature, layers height, speed of printing head movement during the formation of products, as well as simultaneous fabrication of several products within one cycle. In the work, the modes of the FDM 3D printing process were worked out and the regularities of the influence of the mentioned parameters on the structure and properties of resulted 3D polylactide products were established. The parameters of products formation were experimentally determined, which provide the production of 3D objects with predicted properties: maximum strength (98% of filament strength), high aesthetic quality (surface smoothness and resolution) and products with minimal investments of time during their production. Ref. 16, Fig. 10, Tab. 4.

Keywords: additive formation, FDM 3D printing technology, polylactide, functional 3D product, filament

Надійшла до редакції 23.10.2023



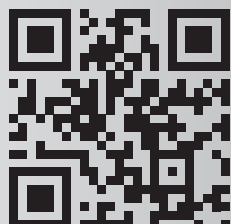
КАТАЛОГ

Зварювального обладнання та матеріалів компанії

ТОВ «ПАТОН ІНТЕРНЕТШІЛ»

Київ, 2023, 87 с., <https://paton.ua>

Каталог можна замовити в редакції журналу «Автоматичне зварювання»



ПЕРСПЕКТИВИ ПОЄДНАННЯ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА ТА НЕРУЙНІВНОГО КОНТРОЛЮ В АДИТИВНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

M.J. Quintana^{1,2}, Y. Ji^{1,3}, P.C. Collins^{1,2,3,4}

¹Department of Materials Science and Engineering, Iowa State University, Ames, USA

²The Center for Advanced Nonferrous Structural Alloys, joint NSF I/UCRC Iowa State University and the Colorado School of Mines, USA

³The Center for Nondestructive Evaluation, USA

⁴Ames Laboratory, Ames, USA. pcollins@iastate.edu

У цій статті представлено перспективи, пов'язані із застосуванням міждисциплінарного підходу в галузі неруйнівного контролю (НК) адитивного виробництва (АВ), надано стислий опис основ та подробиць, що стосуються обох напрямків, а також представлено оцінку сучасного стану. Ця стаття у певному розумінні може сприйматися у якості спільної основи для різних областей, а також каталізатора для створення майбутніх зв'язків. Зрештою стане зрозуміло, що попереду ще багато роботи, але робота, яка триває, є захоплюючою, і потенціал для використання методів НК для АВ металовиробів дуже високий.

Вступ. Безсумнівно, АВ є новою парадигмою виробництва. У своєму найбільш футуристичному сенсі (див. рис. 1) АВ здатне виробляти чисті або майже чисті (близькі до них) форми:

- характеристики яких охоплюють різні масштаби довжини (Zhou et al. 2015; Riveiro et al. 2019; Kumar and Maji 2020; Marini and Corney 2020);

- чия топологія може бути топологічно оптимізованою або, з часом, генеративно розробленою (Meng et al. 2020; Liu et al. 2018);

- стан матеріалів, а отже, властивості/продуктивність, можна контролювати просторово шляхом налаштування процесу, та/або композиції (Tammis-Williams and Todd 2017; Li et al. 2020);

- локальний стан матеріалів може бути розроблений і вимірний під час виготовлення компонента, забезпечуючи цифровий запис/двійник, який можна використовувати як для перевірки технологічного простору, так і для прогнозування властивостей/продуктивності деталі під час обслуговування.

Більшість методів АВ є процесами, заснованими на синтезі, склад осадженого матеріалу може відрізнитися від складу вихідного порошку чи дроту через або переважну втрату деяких легких елементів, або потрапляння інших елементів з навколишнього середовища (Carroll et al. 2015; Sato and Kuwana 1995; Semiatin et al. 2004). Природа процесу АВ динамічна, інші дослідження ведуть до нових уявлень про утворення та еволюцію дефектів (Kenney et al. 2021; Quintana et al. 2021), важливість динаміки рідини (Tammis-Williams et al. 2015; Hojjatzadeh et al. 2019) щодо розплавленої ванни та наявності будь-якої замкової щілини, а також конкуренції між молекулярним потоком газу та випаровуванням елементарних часток та

їх спільного впливу на проксимальний порошок (Yoder et al. 2021; Ahsan and Ladani 2020). Ці нові підходи в фізиці відкриваються в складних експериментальних установках, включаючи високоенергетичні промені, де можна отримати як просторові, так і часові дані (мікрометри та мікросекунди). Сучасні методи кореляції фізичних механізмів починають співвідноситися з деякими підходами НК, пов'язаними з АВ.

Огляд адитивного виробництва. Найдавнішу технічну основу для АВ на основі металу можна знайти в патенті 1920 року Ralph Baker (1920), який запатентував метод виготовлення декоративних виробів за допомогою електродугового зварювання для нанесення шарів матеріалу на попередньо осаджені шари з того самого металу. У той час як цей метод згадувався в інших методах зварювання в 1960-х роках, наступний відомий патент був отриманий в 1979 р. від Brown (1979) під час роботи в United Technologies Corp. над проектом, фінансованим ВМС США. У 1979 р. винахідники розкрили процес для подальшого осадження металевих шарів, який був би здатний виробляти об'ємні, швидко твердіючі метали. У своїй роботі вони назвали цю техніку «LAYERGLAZE», і в своєму патенті вони включили можливості багатьох джерел тепла (включаючи електронні промені та лазери) і різноманітних форм матеріалу (включно з порошком і дротом).

Інші ключові технологічні патенти в 1980-х роках, ґрунтуються на полімерних матеріалах, включаючи роботу Hideo Kodama в 1981 р. (Kodama 1998), роботу Charles Hull's в стереолітографії в 1984 році (Hull 1984) і перший 3D-принтер Hull у 1987 р. (3D Systems 2021). На початку АВ були спроби зрозуміти масштаб обробки властивостей, зрозуміти простір склад-мікроструктура-властивості, включаючи використання сумішей елементів

(Schwender et al. 2001; Al Mangour et al. 2017) і виконати початкову роботу зі створення композиційно градуєваних структур (Zhang and Bandyopadhyay 2019; Bandyopadhyay and Heer 2018; Obielodan and Stucker 2013; Balla et al. 2009). Галузі промисловості почали фінансувати роботу з розробки перших баз даних обробки–структури–властивостей і почали вводити в експлуатацію металеві частини АВ (Collins et al. 2014, 2016). Протягом останнього десятиліття були докладені зусилля з розробки та інтеграції обчислювальних інструментів для прогнозування геометрії (включаючи викривлення та залишкову напругу), мікроструктури, властивостей деталей АВ (Smith et al. 2016a; King et al. 2015). Рівень складності та доступності машин зараз достатньо високий, що у 2019 році було навіть показано, що можна надрукувати 3D і «полетіти» в костюмі супергероя (All3DP 2021).

Масштаби систем АВ коливаються від аерозольних струменевих процесів, із субмікрометровою роздільною здатністю до великомасштабних АВ в кілька метрів (Lim et al. 2012; Williams et al. 2016). У той час як більшість систем АВ, пов'язаних із металами, включають синтез (маси рідкого

металу), існують інші інноваційні методи АВ, які є твердотільними і покладаються на фрикційний або ультразвуковий методи з'єднання. Джерела тепла для АВ включають лазери, електронні промені, джерела плазми та методи, засновані на опорі (Huang et al. 2014; Batista et al. 2020). Вхідний матеріал, який додається, як правило, це дріт або порошок, та також може включати тонкий лист або стрічку (Kobryn et al. 2022; Hascoet et al. 2014).

Атмосфера може бути різною, починаючи від вакууму і інертного захисного газу до осадження в контрольованих атмосферних камерах. Ця мінливість впливає на склад осаджених матеріалів у системах на основі синтезу. Системи АВ можуть бути адитивними або гібридними, що включають субтрактивні або інші методи, такі як лазерне очищення для локального контролю залишкової напруги (Hackkel et al. 2018; Madireddy et al. 2019). Системи можуть бути обладнані для доставки матеріалу з одного джерела живлення або з кількох джерел живлення, щоб уможливити просторовий контроль складу попередньо запрограмованим способом (Kelly et al. 2021; Schwartz and Boydston 2019).

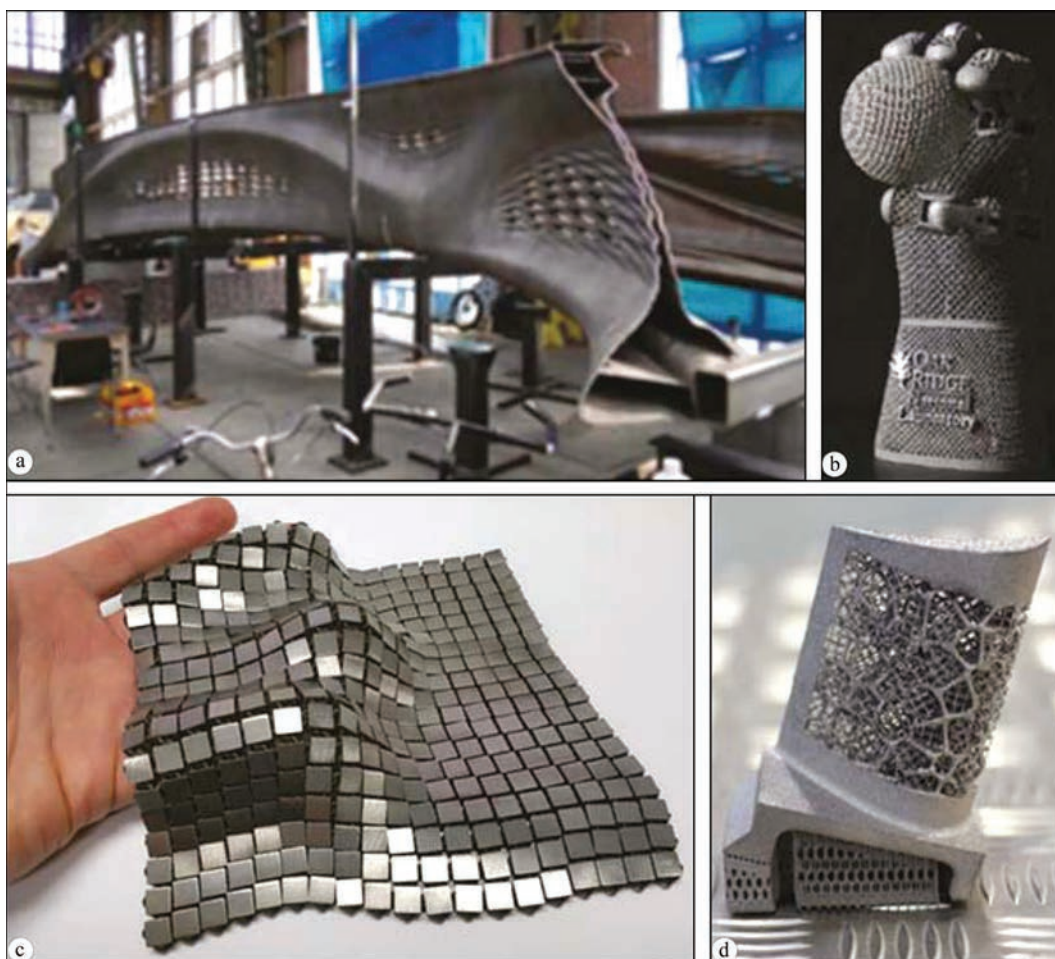


Рис. 1. Різноманітність застосувань методів АВ: а — адитивно виготовлений міст із застосуванням технології адитивного виробництва дрютяної дуги; б — гідравлічний ручний 3D-друк, надрукований Національною лабораторією Oak Ridge, всередині якого розміщені електродвигуни та гідравлічні компоненти; с — надрукована на 3D-принтері металева «космічна тканина», розроблена та виготовлена NASA; д — мезоструктури АВ у лопатці турбіни

Таблиця 1. Змінні стану матеріалів, зв'язаних з різними фізичними процесами, пов'язаними з АВ

Фізичний процес	Змінні стану матеріалів					
	Склад		Фази (розмір, частка)	Розмір зерна/фактура	Дефекти	Залишкова напруга
	Середній	Локальний				
Введення тепла	–	X	x	x	–	–
Макроскопічний теплообмін	–	–	x	–	–	–
Термодинаміка матеріалів	–	X	–	–	x	–
Динаміка рідини в ванні розплаву	–	–	–	–	x	–
Процеси руху рідини, суміжні з ванною	x	X	–	–	x	–
Процеси розділу рідина/пар	–	X	–	x	x	x
Процеси розділу рідина/тверде тіло	–	–	x	–	–	x
Твердотільні фазові перетворення	–	–	–	x	x	x
Пружна та пластична деформація, градієнти	–	–	x	x	x	x
Термомеханічні обертаня	–	–	–	x	x	x
Ефекти евклідового осадження (тобто G-коду)	–	X	x	x	–	–

Осаджені структури можуть бути повністю щільними, гратчастими або з варіаціями контрольованих внутрішніх порожнин (Juechter et al. 2018; Wang et al. 2018; Tao 2016; Gardan and Schneider 2015). На рис. 1 представлено широкий огляд типів структур, систем і процесів, які існують. Ці процеси ще більше ускладнюються рухом джерела тепла, викликаючи так звані термічні обертаня в деталі, і заслуговують окремого розгляду за межами цієї статті. Однак розуміння таких широких категорій корисне для розуміння ключових показників стану матеріалів, які впливають на властивості та продуктивність матеріалу. У табл. 1 представлені кореляції між цими загальними типами фізичних процесів та параметрами стану матеріалів, які визначають властивості та продуктивність матеріалів.

Важливі фактори стану матеріалів. З точки зору відмови в більшості металевих систем, головна мета полягає в тому, щоб зрозуміти наявність дефектів і пошкоджень та їх розвиток під час експлуатації. Таким чином, такі поняття, як втома та руйнування, йдуть поряд з усвідомленням стану матеріалів і будь-якими спробами пов'язати методи НК з АВ. У АВ-матеріалах домінуючими макроскопічними дефектами є пористість, непровар (LOF), розтріскування/розрив і сфероїдизація. Текстура відіграє важливу роль у властивостях матеріалів. Текстура дуже поширена в АВ-матеріалах через круті температурні градієнти та швидке затвердіння (Quintana et al. 2020; Saville et al. 2021; Kamath et al. 2021; Kunze et al. 2015; Dinda et al. 2012; Song et al. 2014). Склад матеріалів, фази, їх розмір і розподіл є критично важливими для встановлення базових механічних властивостей сплавів (таких як міцність, пластичність, і в'язкість до руйнування). Існують локальні композиційні флуктуації в компонентах АВ (Kenney et al. 2021; Collins 2004; Hayes et al. 2017), які можуть призвести до варіацій тензора пружної жорсткості і,

отже, мають бути актуальними для НК. Існує взаємозв'язок між змінними стану матеріалів, який забезпечує потенційні стратегії їх кращої ідентифікації за допомогою методів НК.

Дефекти. Існує принаймні п'ять типів макроскопічних дефектів, пов'язаних із такими об'ємними змінами: сферична пористість, непровар LOF, сфероїдизація, розтріскування або гарячий розрив та луска риби (Zhou et al. 2015; Tammis-Williams et al. 2015; Pogson et al. 2004; Sochalski-Kolbus et al. 2015). На рис. 2 наведено приклади чотирьох типів макроскопічних дефектів. Часто й помилково вважається, що сферична пористість (рис. 2, а) вказує на наявність газової пори. Першим джерелом пори є газоподібні елементи, такі як аргон, другим джерелом є легуючі елементи, які випаровуються та створюють замкову щілину. Дефекти LOF (рис. 2, б) спричинені частковим плавленням матеріалу через недостатню кількість тепла (Polonsky et al. 2020; Calta 2019; Martin et al. 2019; Cunningham et al. 2019). Методи НК, такі як рентгенівська комп'ютерна томографія, визначають наявність дефектів LOF у деталі, їх розташування та розміри глибини проникнення. Надмірне тепло може спричинити інші дефекти, пов'язані з «феноменом сфероїдизації» (рис. 2, с), коли рідкі краплі металу викидаються з ванни розплаву, швидко охолоджуються і приземляються (Khairallah et al. 2016; Gunenthiram et al. 2018; Haghdadi et al. 2021) та можуть ефективно змінювати локальні властивості (топологічні, механічні, хімічні, текстурні, термічні тощо) і впливати на наступні шари. Дефект розтріскування (рис. 2, d) — визначається пластичністю матеріалу. Дефект «луска риби» (рис. 2, е та 2, f). Цей дефект спостерігається в площинах, паралельних напрямку формування, і є результатом коливань концентрацій розчиненої речовини або хімічних коливань у розплаві, або варіацій утворення осаду та морфології (Sochalski-Kolbus et al. 2015; Tang et al. 2015; Brandl et al. 2012).

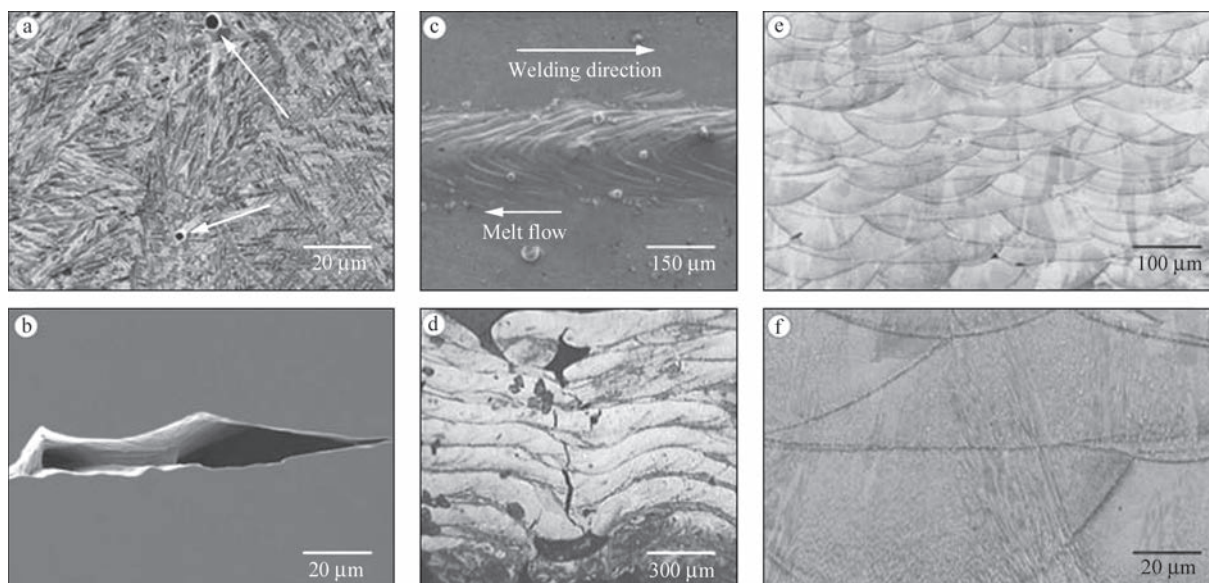


Рис. 2. Дефекти, які зазвичай спостерігаються в АВ: а — сферична пористість (позначена стрілками); б — дефекти LOF; с — сфероїдизація; д — гарячий розрив, спричинений надлишковим надходженням енергії, що створює викид матеріалу та термічні напруги; е і ф “луска риби” при різних збільшеннях

У АВ такі параметри процесу, як розмір ванни розплаву, стратегія сканування та висота шару, впливають на максимальний тепловий градієнт і, таким чином, відповідають за текстуру та морфологію зерна, що може призвести до рівновісних зерен (рис. 3, а) або подовжених стовпчастих зерен (рис. 3, б) (Naghdadi et al. 2021). Оскільки текстура безпосередньо пов'язана з тепловим потоком, наявність дефектів, таких як сферичні пори або LOF (Kenney et al. 2021), може змінити вектор тепла та орієнтацію росту стовпчастих зерен. Це локальне порушення є прикладом корельованої мікроструктурної особливості, яка може допомогти ідентифікувати дефекти — навіть ті, що знаходяться під поверхнею — у компонентах АВ.

Залишкова напруга. У наплавлених АВ, залишкові напруги можуть змінюватися в межах шару. Вони відрізняються в нижній частині шару від верхньої (Denlinger et al. 2014, 2015; Michaleris 2014; Mercelis and Kruth 2006). Враховуючи градієнтний характер локальних станів напруги/деформації та типове балансування станів напружень, ці напруги можуть бути стискаючими або розтягуючими за своєю природою (Denlinger et al. 2015; Brice, Hofmeister 2013). Roberts (2009) повідомили, що залишкові напруги безпосередньо пов'язані з температурними градієнтами в ванні розплаву, і, отже, ними можна керувати за допомогою теплових градієнтів шляхом зміни параметрів друку та стратегії сканування. Такі залишкові напруги були б потенційно придатними для нелінійних методів НК після осадження, хоча можливо використовувати методи на основі зображення для прогнозування локального залишкового напруження компонента.

Композиційні варіації. У АВ варіації складу можуть бути викликані навмисно (наприклад,

через контрольовану модифікацію вхідної подачі матеріалу) або ненавмисно (наприклад, через летючість елементарних видів у присутності вакууму та під впливом значного перегріву). На додаток до цих макроскопічних змін у складі ванни розплаву або її поверхні, складний потік рідини може передавати різні композиційні області (часто зі швидкістю потоку від 0,1 до 1,0 м/с). Крім того, нещодавно було показано, що для процесів із порошковим шаром динаміка рідини пов'язана з конвективними силами всередині розплавленої ванни, що може мати значний вплив на локальний склад затверділого матеріалу.

Потік рідини в поєднанні з переважним елементарним випаровуванням можна спостерігати в оптичній мікроскопії (зазвичай у вигляді світлих і темних смуг, перпендикулярних до напрямку будови) та енергетично дисперсійній спектроскопії (захоплення смуг і хімічні турбулентні сигнатури за наявності дефектів) (рис. 3, с).

Фази. Традиційні моделі фазового перетворення не є повністю дійсними для систем АВ і вимагають модифікації, щоб включити ці термічні цикли та їхній вплив на вже надруковані шари. Однак може бути так, що непрямі методи можна використовувати для оцінки фазоутворення, оскільки виділення однієї фази змінить кристалохімію вихідної фази, що призведе до змін локального тензора пружної жорсткості, властивості, яку можна визначити за допомогою методів НК.

Огляд застосування методів НК для адитивного виробництва. НК — це набір якісних і кількісних методів тестування, які використовуються для оцінки певних характеристик об'єкта тестування без постійного пошкодження чи зміни. Методи НК покладаються на електромагнітне випроміню-

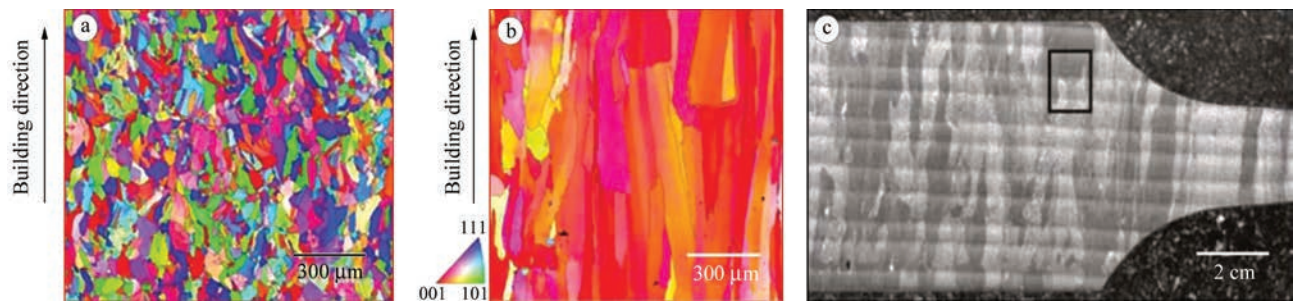


Рис. 3. Текстура в сплавах АВ: а — графіки зворотної полюсної фігури нержавіючої сталі 316L з використанням потужності лазера 150 Вт; б — графіки зворотної полюсної фігури нержавіючої сталі 316L з використанням потужності лазера 1000 Вт; с — стовпчастий ріст і смуги в зразку на розтяг Ti-6Al-4V

нювання, електромагнітну хвилю, процес електромагнітної дифузії, механічну хвилю, видиме та невидиме світло або комбінацію цих фізичних явищ (наприклад, лазерно-індукована фазована решітка LIPA та електромагнітний акустичний перетворювач EMAT) для опосередкованого впливу або безпосереднього досліджування зразків. Варто зазначити, що НК — це набагато більше, ніж просто «виявлення тріщин», оскільки дуже часто використовують методи НК для оцінки властивостей ідеально працюючих об’єктів на мікро-, мезо- та макромасштабі. Виходячи з конкретних фізичних процесів і принципів, методи НК можна в цілому розділити на шість модальностей: візуальне тестування (VT), ультразвукове тестування (UT), тестування акустичним випромінюванням (AE), електромагнітне тестування (ET), радіографічне тестування (RT) і теплові/інфрачервоні випробування (IR). Оскільки якість деталей АВ дуже чутлива до технологічного процесу та складних і конкуруючих фізичних характеристик, існує очевидна потреба в НК на АВ. Необхідно включити НК в цикл процесу АВ, щоб інформація зворотного зв’язку від методів НК могла не тільки покращити процес, але й відігравати важливу роль у загальній парадигмі забезпечення якості. Табл. 2 (Taheri et al. 2017) підсумовує використання мето-

дів НК у АВ у 2017 р. та їх розвиток протягом наступних чотирьох років.

Візуальне тестування (VT). Методи VT включають, але не обмежуються цим: контурне відображення, проекцію смуги (структуроване світло), лазерну профілометрію, цифрову кореляцію зображень, а також оптичне зображення та томографію. Ці методи в основному використовуються для оцінки геометричної точності, шорсткості поверхні та залишкової напруги (Sharratt 2015). Нещодавні досягнення в області комп’ютерного зору також можуть надати інший спосіб вимірювання залишкової напруги за допомогою Ейлерового збільшення відео (Wu et al. 2012), який є відносно дешевим, оскільки він заснований на камері. Методи VT (на основі камери) корисні для моніторингу процесу АВ на місці завдяки їх низькій вартості, простоті використання та численним програмним пакетам підтримки. Основним застосуванням методів камери в моніторингу процесу АВ є дефектоскопія. Дефекти LOF можна ідентифікувати з оптичних даних шляхом співвіднесення кількох зображень з різними умовами освітлення та із кількох шарів (Abdelrahman et al. 2017). Механічні властивості, такі як щільність і межа текучості, також можна визначити за допомогою оптичних зображень, отриманих під час моніторингу на місці процесу селективного лазер-

Таблиця 2. Порівняння потенціалу та можливостей застосування методів NDE для виявлення дефектів та оцінки матеріалів для готових деталей AM, а також зміни в цих методах за останні чотири роки

Метод контролю	Пропозиція		Тріщина		Мікро-структурні аномалії		Геометричні аномалії		Механічні властивості		Електромагнітні властивості		Залишкова напруга	
	2017	2021	2017	2021	2017	2021	2017	2021	2017	2021	2017	2021	2017	2021
Візуальний	C	B ¹	C	B ¹	A	A	A	A	N	B ²	N	N	N	B ^{3,4}
Ультразвуковий	A	A	A	A	A	A	B	B	A	A	N	N	B	B
Електромагнітний	B	B	A	A	D	D	B	B	N	N	A	A	C	C
Рентгенографічний	A	A	A	A	C	C	A	A	N	N	N	N	A	A
Тепловий/інфрачервоний	D	B ⁵	B	B	D	D	B	B	N	N	N	N	N	N

Примітка: А — застосування; В — можлива/потребує розробки для використання в АВ; С — низька ймовірність успішного застосування до АВ; D — не застосовується до АВ; N — не застосовується.

¹Gobert et al. 2018. ²Lu et al. 2019. ³Sharratt 2015. ⁴Wu et al. 2012. ⁵McNeil et al. 2020.

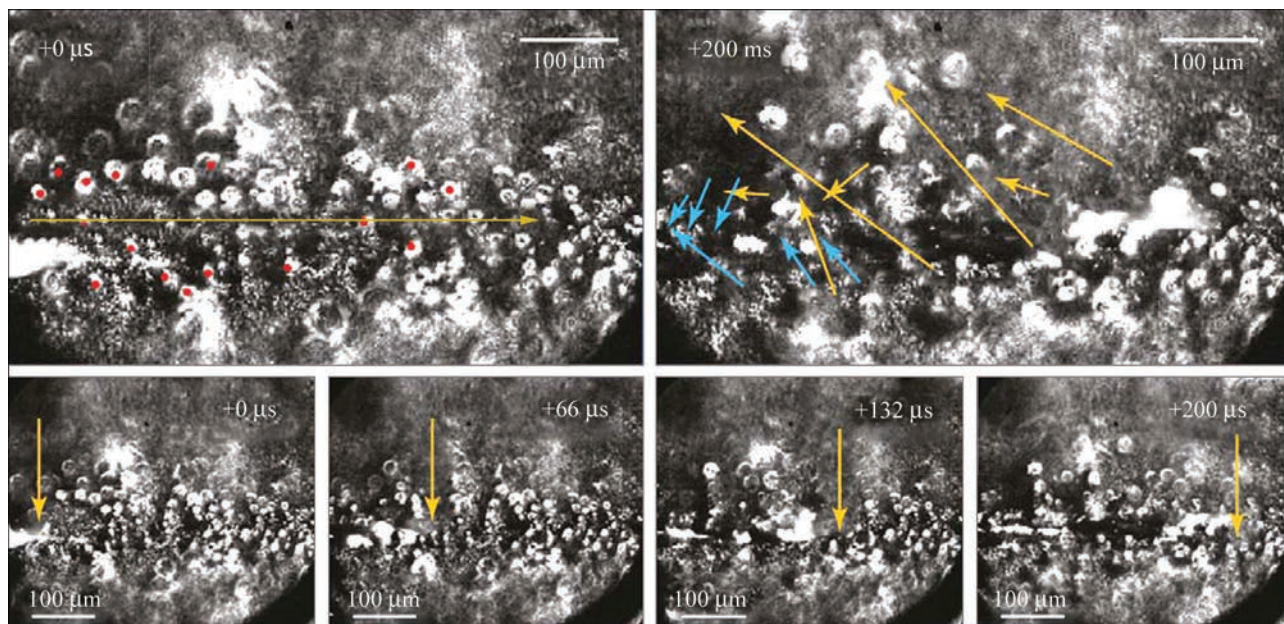


Рис. 4. Високошвидкісне зображення просування доріжки розплаву та руху порошку під впливом гарячої пари, ефекту Bernoulliного плавлення (Lu et al. 2019). Окрім вимірювання властивостей матеріалу, оптичне зображення також може дати нове розуміння фізичних явищ, які відбуваються під час процесу АВ. Високошвидкісна візуалізація з мікросекундною роздільною здатністю може допомогти у встановленні нових уявлень про конкуренцію між випаровуванням елементарних видів і навколишнім газовим потоком для регулювання динаміки руху порошку в системах порошкового шару подальше від ванни розплаву (Matthews et al. 2016), як показано на рис. 4.

Ультразвуковий контроль (UT). UT широко використовується для оцінки характеристик матеріалів. У контексті АВ пористість можна співвіднести зі швидкістю ультразвукової хвилі, а межа роздільної здатності такого методу становить $\sim 0,5\%$ (Slotwinski et al. 2014). Це створює певні труднощі для вчених, де може бути бажаним точне вимірювання часток пористості нижче $0,5\%$. Лазерний ультразвук — це безконтактний метод ультразвукового дослідження, який викликає спричинене лазером теплове напруження, достатнє для генерування ультразвукових хвиль у зразку. Нещодавній прогрес у лазерно-індукованих фазованих решітках (LIPA) (Pieris et al. 2020) продемонстрував, що LIPA є життєздатною дистанційною неруйнівною технікою УЗ, як показано на рис. 5.

Акустична спектроскопія з просторовою роздільною здатністю (SRAS) — це акустична техніка, яка використовує поверхневі акустичні хвилі для картографування зернистої структури матеріалу (Smith et al. 2014), включаючи локальну кристалграфічну орієнтацію та текстуру. У деяких відношеннях результати SRAS забезпечують високу просторову оцінку стану матеріалу, і, отже, можуть служити так званою базовою істинністю,

коли використовуються інші (дешевші) методи НК. На рис. 6 наведено приклад вимірювання розміру зерна та орієнтації SRAS.

Випробування акустичної емісії (AE). Випробування на акустичну емісію (AE) — це метод НК, який вимірює пружну енергію, що виділяється у формі акустичних хвиль у матеріалах, які зазнають певних змін (таких як пластична деформація, розтріскування або розрив) (Ida and Meeyendorf 2019).

Однією із демонстрацій застосування UT до АВ є оцінка типу гібридного АВ (Sotelo et al. 2021). Ця робота показує, що UT можна використовувати для просторової оцінки відмінностей у матеріальному стані, де склад і матеріальний стан можуть змінюватися в межах однієї єдиної структури. Карта затухання, показана на рис. 7, а і 7, б, свідчить про те, що мікроструктура цих зразків є переважно однорідною, незважаючи на відому неоднорідність, внесену процесом АВ, а на рис. 7, с демонструється виражена циклічність, яка в пер-

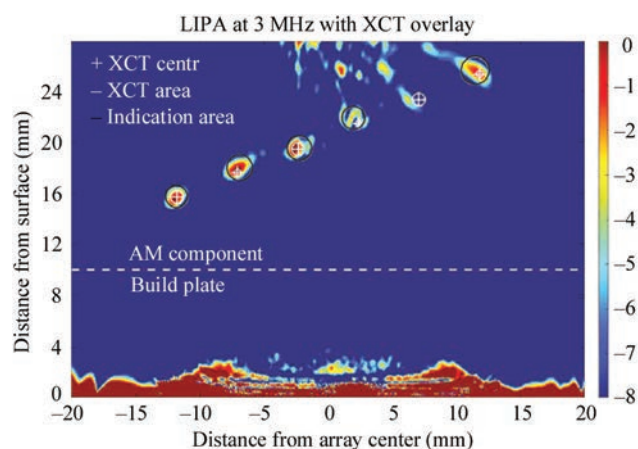


Рис. 5. Нормалізоване зображення з використанням хвилі прибуття-зсуву

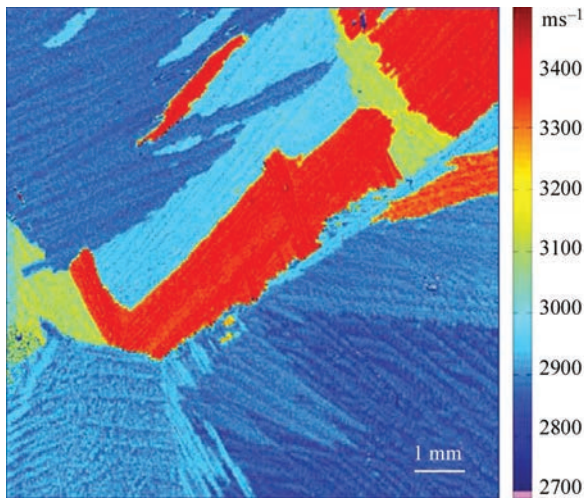


Рис. 6. Зображення TiLG685, що демонструє внутрішню структуру великих зерен. Кристаліти чітко видно, а просторова роздільна здатність становить приблизно 50 мкм

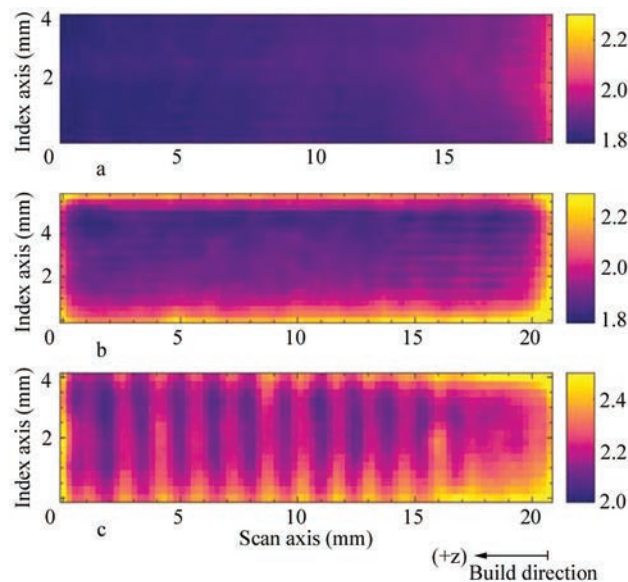


Рис.7. Затухання, α (Np/m), карти для: а — кованого; б — АВ; с — гібридні зразки АВ

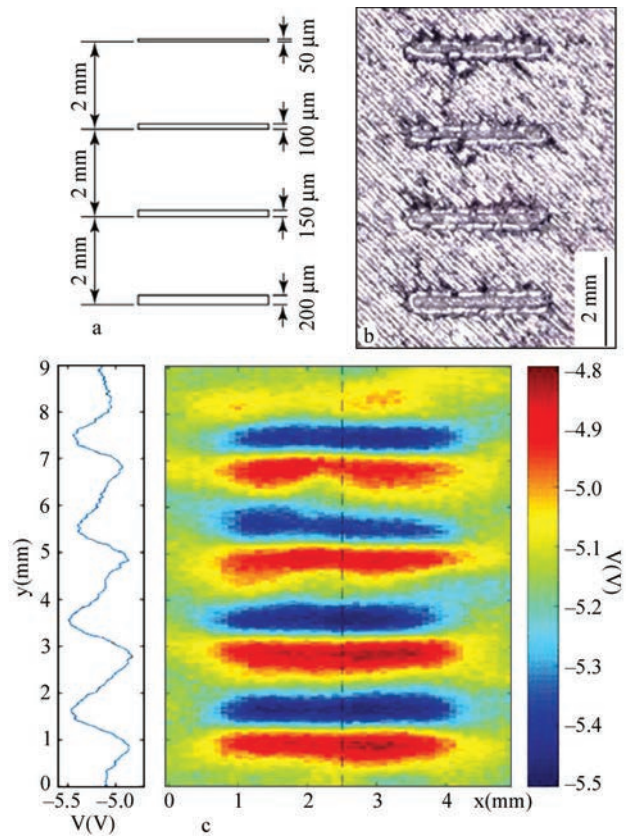


Рис. 8. Гетеродина система випробування вихровими струмами на основі магніторезистивного датчика: а — креслення бажаної геометрії дефекту (глибина 200 мкм); б — мікроскопічне зображення дефектів штучної поверхні; с — дані ЕТ про дефекти штучної поверхні

шу чергу пояснюється мікроструктурними змінами, наданими гібридним процесом.

Електромагнітне випробування (ЕТ). Від низькочастотних до високочастотних, це сімейство методів НК включає альтернативне падіння потенціалу струму, випробування вихровими струмами, мікрохвильові та міліметрові хвилі, а також технологію вимірювання терагерцового діапазону. ЕТ є,

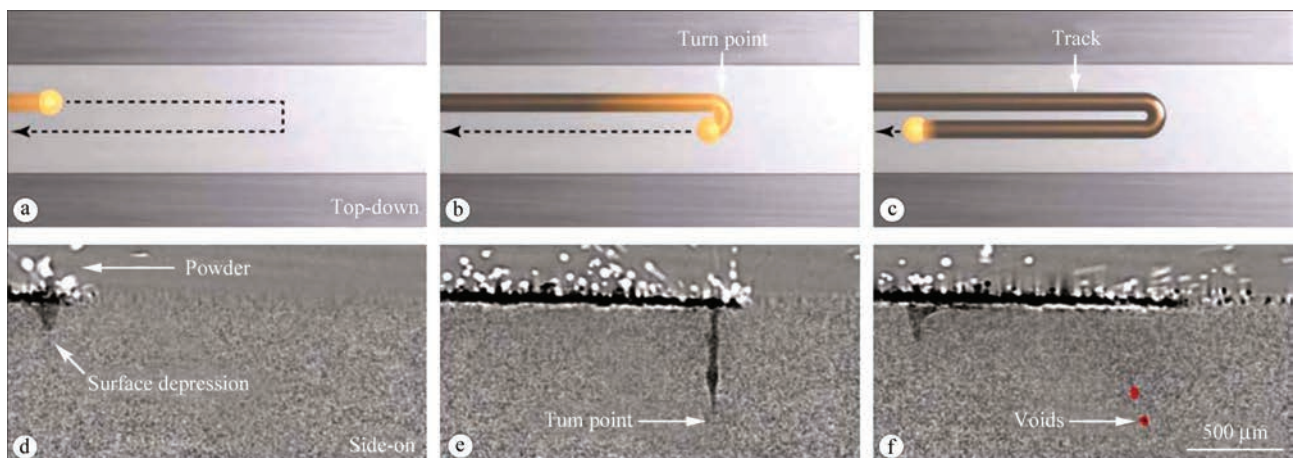


Рис. 9. Ілюстрація експериментальної геометрії для експериментів з точкою повороту лазера: а-с — ілюстрація точки повороту лазера, досліджуваної тут; d-f — часові різнічні рентгенівські зображення повороту в Ti-6Al-4V, виконані при потужності лазера 200 Вт і заданій швидкості сканування 1000 мм/с; d — лазерне сканування зліва направо з бризками та порошком над поглибленням розплаву через віддачу пари внизу; e — лазер потрапляє в область точки повороту, і парова депресія проникає глибоко в підкладку; f — рух лазера справа наліво після повороту

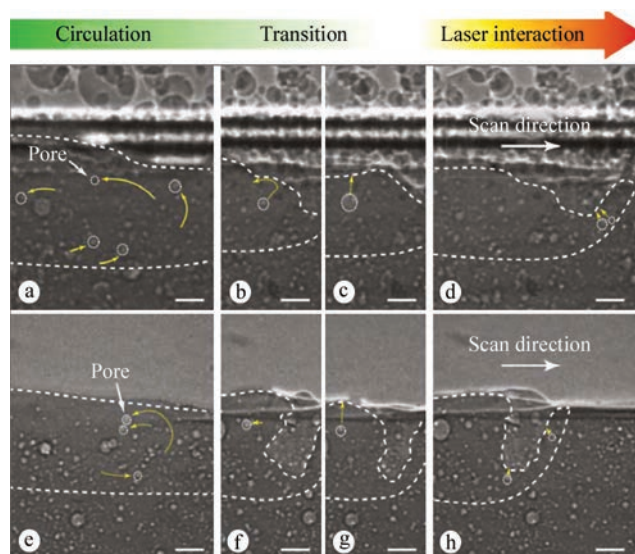


Рис. 10. Одноімпульсні рентгенівські зображення, що показують рух пор в ваннах розплаву: a–d — динаміка пор під час процесу лазерного сплавлення шару порошку; e–h — динаміка пор під час плавлення оголеної підкладки

мабуть, найперспективнішою технікою з цих чотирьох методів для процесів АВ на основі металевих порошків, оскільки пропонує безконтактний і високошвидкісний спосіб перевірки поверхневих і приповерхневих характеристик досліджуваних зразків.

Удосконалення технології магнітометрів допомогло покращити ефективність контролю з точки

зору мінімального розміру виявленого дефекту. Показано, що гетеродинамічна система на основі магніторезистивного датчика здатна виявляти поверхневі дефекти розміром близько 100 мкм (Ehlers et al. 2020), як показано на рис. 8.

Радіографічне тестування (RT). Рентгенівське зображення (2D) і рентгенівська комп'ютерна томографія (КТ) (3D) є дуже потужними інструментами для виявлення внутрішніх дефектів. Завдяки високій просторовій роздільній здатності було продемонстровано, що мікро КТ здатний виявляти низькі об'ємні частки пористості (du Plessis et al. 2015), LOF та включення, що робить мікро КТ ідеальним інструментом для розробки вдосконалень процесу АВ та забезпечення якості деяких високоцінних компонентів. Поєднання роздільної здатності та глибини проникнення рентгенівського зображення робить його ідеальним методом для зображення та наукового дослідження підповерхневих фізичних явищ. Динаміку підповерхневої ванни розплаву, включаючи динаміку замкової щілини та колапс, утворення та рух бульбашок пари, а також вплив параметрів повороту лазера на глибину ванни розплаву та пов'язані з цим утворені дефекти можна спостерігати за допомогою візуалізації за допомогою рентгенівського випромінювання. Рис. 9 демонструє можливість використання рентгенівського зображення для спо-

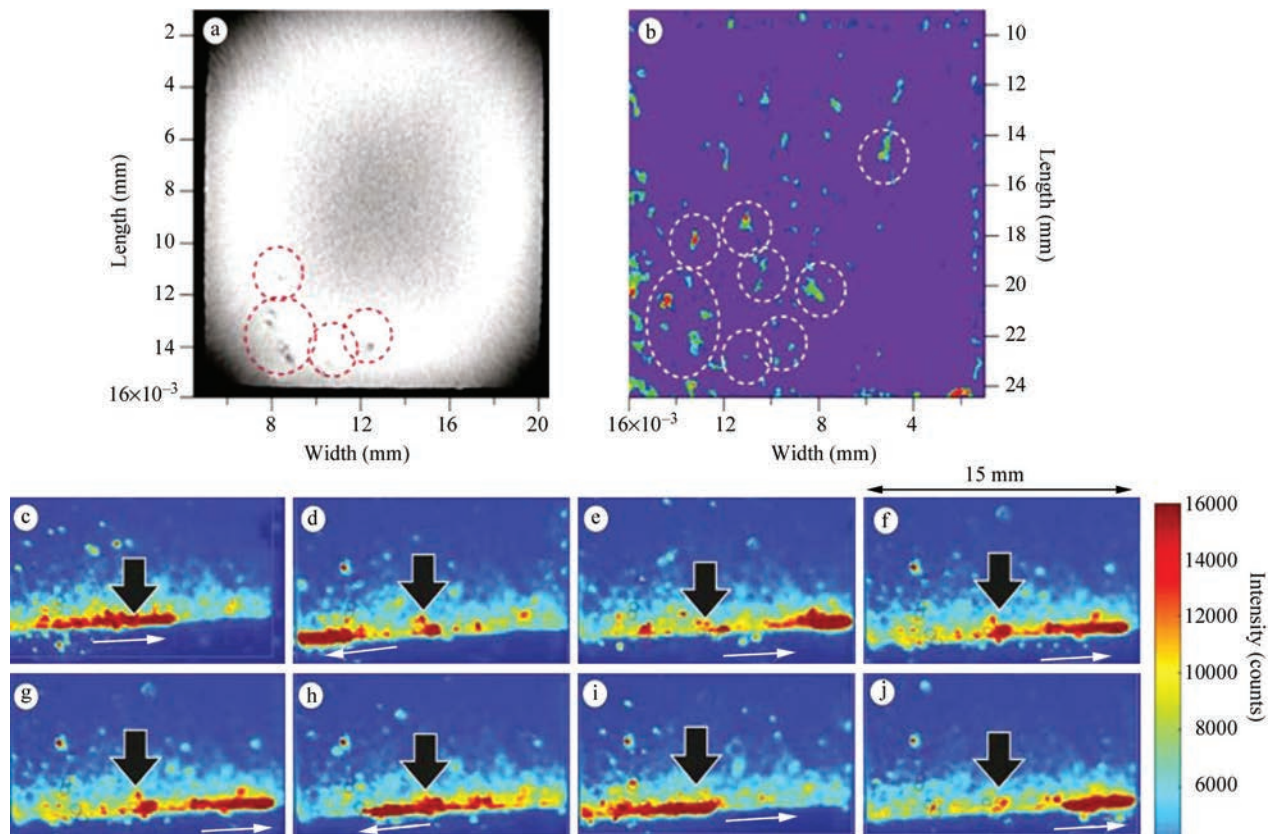


Рис. 11. Рентгенівська комп'ютерна томографія використовується як метод визначення характеристик ex situ для забезпечення перехресного порівняння з даними, отриманими за допомогою методів in situ, таких як теплове/інфрачервоне тестування (IR) та оптичне зображення: a — ex situ дані для шару 309; b — оптичні зображення in situ з того самого місця, що показують контраст, пов'язаний з нерівностями поверхні; c–f — in situ IR-кадри з того самого шару в місці дефекту

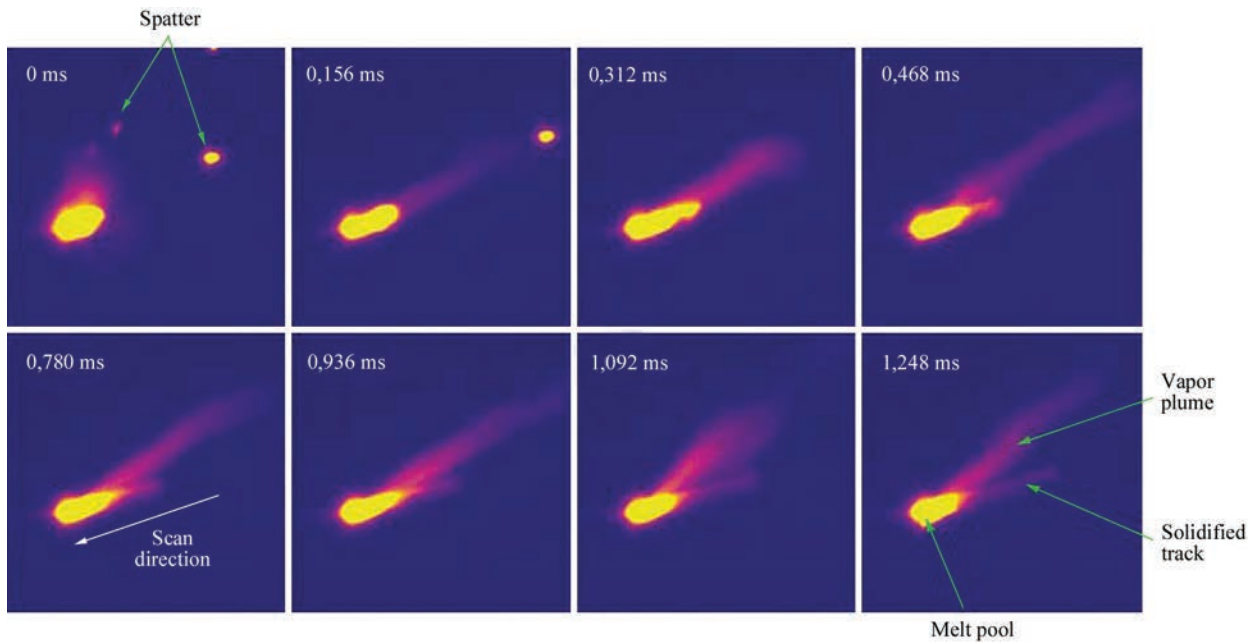


Рис. 12. Високошвидкісні теплові зображення, зібрані камерою моніторингу ванни розплаву

стереження за динамікою утворення пор у точці повороту лазера.

Результати, показані на рис. 10, є важливими для розуміння процесу АВ — лазерного плавлення порошкового шару.

Теплове/інфрачервоне випробування (IR). IR-технологія — це метод візуалізації, який використовує теплове випромінювання об'єкта для визначення його характеристик (Ida and Meyendorf 2019). У порівнянні з іншими методами НК, такими як UT та RT, IR-технологія є швидкою та може використовуватися для одночасного огляду великих площ. Виміряне поверхневе випромінювання може виявити наявність розривів, які впливають на теплопровідність у металевих частинах АВ, оскільки температура поверхні та її розподіл залежать від теплової дифузії матеріалу, а також від геометрії та розташування розривів (Mandache 2019). Рис. 11 продемонстрував, що висновки *in situ* можна перехресно перевірити за результатами рентгенівських КТ (ХСТ) *ex situ* (McNeil et al. 2020).

Якщо використовувати високошвидкісні теплові камери, можна уважно спостерігати за поведінкою ванни розплаву в часових рядах, яка допоможе зрозуміти процес АВ. Нещодавні дослідження (Calta et al. 2019) демонструють, що зображення з високошвидкісної камери можна використовувати для усунення теплового випромінювання від розбризкування, коливань у самій ванні розплаву, шлейфу пари та затверділої доріжки під час охолодження, як показано на рис. 12.

Висновки

У цій статті подано огляд матеріалознавчих аспектів АВ, а також перспективи методів НК для надання ключової інформації щодо процесу. Фундаментальна фізика, пов'язана з АВ, є складною, і відповідні масштаби довжини коливаються від нанометрів до сантиметрів, тоді як масштаби часу коливаються від субмікросекунд до багатьох секунд. Відповідні швидкості включають не тільки очевидні «швидкості руху» процесу АВ, але також швидкість поверхні розділу тверде тіло та рідина та конвективний потік у рідкому стані. Кожен із цих параметрів пов'язаний із деталями процесу та фазовими перетвореннями, які визначають стан матеріалів, включаючи склад нанесеного матеріалу, структуру, текстуру, дефекти та залишкову напругу. Хоча буде неможливо безпосередньо виміряти всі ці параметри, існує перспектива того, що деякі масштабні процеси з різною довжиною матимуть вимірні сигнатури, які можна буде перевірити за допомогою методів НК. Було представлено безліч методів і технік, починаючи від візуальних, ультразвукових і радіографічних (хвильові методи) до електромагнітних і термографічних (на основі дифузії), і всі вони показали певну користь, чи то для розуміння варіацій процесу або проведення дискретних вимірювань стану матеріалів. Це поле залишається активним.

Список літератури (155 items, see <https://doi.org/10.32548/2022.me-04256>).

From Materials Evaluation Vol. 80, No. 4: 45–63

<https://doi.org/10.32548/2022.me-04256>

Copyright © 2022 by The American Society for Nondestructive Testing Inc.

Reprinted with permission 01.05.2023