

ЗАСТОСУВАННЯ МІКРОПЛАЗМОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ ДЛЯ 3D ДРУКУ ДЕТАЛЕЙ ДВИГУНІВ АЕРОКОСМІЧНОЇ ТЕХНІКИ

В.Ю. Хаскін¹, К.М. Сухий², О.В. Овчинников², О.В. Зайчук²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: khaskin1969@gmail.com

²Український державний університет науки і технологій. 49010, м. Дніпро, вул. Лазаряна, 2.

Роботу присвячено встановленню базових технологічних закономірностей і особливостей формування характерних структур шарів металу при адитивному мікроплазмовому наплавленні порошками корозійно- та жаростійких сплавів і визначенню перспектив цього процесу для 3D друку деталей авіаційної техніки. У роботі встановлено, що вибір режиму адитивного мікроплазмового наплавлення обраної групи порошків переважно обумовлений розміром фракції присадного порошку. Визначено погонну енергію та теплову потужність стисненої дуги для вирощування металевих виробів з товщиною стінки до 3 мм із застосуванням порошків на основі Fe і Ni фракцією 40...100 мкм. Визначено основні особливості структуроутворення металу зразків, отриманих мікроплазмовим наплавленням, їх механічні характеристики, оцінено схильність до вигорання легуючих елементів наплавленого сплаву. Показано, що, не дивлячись на необхідність фінішної механічної обробки відповідальних функціональних поверхонь, застосування мікроплазмового наплавлення можна вважати достатньо перспективним напрямом 3D друку металевих деталей авіаційної техніки. Бібліогр. 16, табл. 5, рис. 11.

Ключові слова: 3D друк, нікелевий сплав, мікроплазмове наплавлення, металеві порошки, технологічні режими, дендритна структура, тепловідведення, механічні властивості

Вступ. Аналіз літературних даних і постановка проблеми. Застосування 3D друку металевими порошковими матеріалами є перспективним напрямом у сучасній авіакосмічній промисловості. Так, при проектуванні швидко адаптованих технологій виготовлення безпілотних літальних апаратів (БПЛА) виникає необхідність розробки паливно-ефективних і гнучких технологічних рішень. Такі виробы можуть досить просто та швидко виготовлятися з полімерних або металевих матеріалів [1]. Для створення подібних деталей найкраще підходять технології 3D друку [2]. За допомогою даних технологій можуть виготовлятися як корпусні елементи, так і компоненти двигунів [3].

Для скорочення часу простою літака при його ремонті часто необхідним є застосування багаторівневих виробничих систем, які виготовляють складні коштовні компоненти, а також потрібні значні інвестиції у складські комплекси, щоби забезпечити своєчасну поставку виготовлених деталей [4]. Натомість застосування адитивних технологій дозволяє безпосередньо на місці вчасно здійснювати виробництво складних деталей на основі цифрових даних без складних інструментів чи механізмів. Особливо актуальним такий підхід є для адитивного наплавлення (або 3D друку) металевими порошками з отриманням готових металевих виробів [5].

При технічному обслуговуванні та ремонті аерокосмічних апаратів для 3D друку готових металевих деталей у даний час застосовують різні адитивні технології, зокрема, надзвукове осадження частинок (supersonic particle deposition – SPD) і лазерне адитивне осадження (laser additive deposition – LAD) [6]. Такі технології використовуються для зниження вартості ремонту та обслуговування, підвищення експлуатаційної готовності апаратів. Проте дані технології самі по собі є досить витратними у промисловому застосуванні, а також мають порівняно низьку продуктивність [7]. Значимо, що однією з основних переваг таких адитивних технологій є висока точність виготовлення виробів. Але така точність не завжди потрібна й у низці випадків може досягатися спільним застосуванням адитивного наплавлення та механічної обробки [8].

Одним зі шляхів подальшого зниження вартості металевих 3D виробів із одночасним підвищенням продуктивності їх виготовлення є застосування дугових методів адитивного наплавлення металів. У цьому сенсі цікавим і перспективним є мікроплазмове порошкове наплавлення [9]. Адитивний мікроплазмовий 3D друк порошками металів є інноваційною технологією на основі зварювання, яка дозволяє створювати деталі відносно невеликого розміру з низькою вартістю та високою

Хаскін В.Ю. – <https://orcid.org/0000-0003-3072-6761>, Овчинников О.В. – <https://orcid.org/0000-0001-5209-7498>,

Сухий К.М. – <https://orcid.org/0000-0002-4585-8268>, Зайчук О.В. – <https://orcid.org/0000-0001-5209-7498>

© В.Ю. Хаскін, К.М. Сухий, О.В. Овчинников, О.В. Зайчук, 2025

продуктивністю [10]. За допомогою такої технології можливо, зокрема, створювати деталі з функціонально градуєваними компонентами [11] або міцні деталі з низькою питомою вагою [12]. Проте зараз 3D друк адитивним мікроплазмовим порошковим наплавленням не отримав розповсюдження через недостатній обсяг даних щодо раціональних режимів процесу, для чого потрібно проводити технологічні дослідження.

Мета та завдання дослідження. Мета роботи – встановлення базових технологічних закономірностей і особливостей формування характерних структур шарів металу при адитивному мікроплазмовому наплавленні порошками корозійно- та жаростійких сплавів на основі заліза та нікелю, визначення перспектив цього процесу для 3D друку деталей двигунів аерокосмічної техніки.

Для досягнення цієї мети вирішували наступні задачі:

1. Встановлення базових технологічних закономірностей адитивного мікроплазмового наплавлення порошками корозійно- та жаростійких сплавів при виготовленні 3D виробів.
2. Визначення особливостей формування характерних структур шарів металу при адитивному мікроплазмовому наплавленні порошками обраних сплавів.
3. Визначення базових механічних характеристик наплавленого металу шляхом проведення механічних випробувань отриманих адитивним мікроплазмовим наплавленням зразків.

Матеріали, обладнання та методи дослідження. Для досягнення мети роботи та вирішення поставлених завдань було прийнято наступну методику проведення досліджень:

- вибір і підготовка порошкових присадних матеріалів для адитивного мікроплазмового наплавлення;
- вибір параметрів технологічного режиму мікроплазмового наплавлення;
- моделювання конструкції плазмотрону й швидкостей/витрат потоків плазмоутворюючого та захисного газів з метою досягнення сталого ламінарного режиму генерації стисненої плазми;
- створення лабораторного стенду для проведення технологічних досліджень;
- проведення експериментів з наплавлення просторових геометричних примітивів мікроплазмовим способом із застосуванням обраних порошкових присадних матеріалів;
- проведення металографічних досліджень наплавлених зразків, визначення наявності характерних дефектів і шляхів їх усунення, встановлення закономірностей формування характерних структур наплавлених шарів і перспектив застосування цього процесу для 3D друку деталей авіаційної техніки.

При виготовленні тривимірних металевих об'єктів виконувалось пошарове наплавлення на підкладки зі сталі Q235 розмірами 100×100×10 мм. Склад матеріалів підкладки та наплавочних порошків наведені у табл. 1. Корозійностійкі порошки НУФ 103, 316L і ПГ СР2 використовувалися для проведення попередніх досліджень і відпрацювання режимів наплавлення, що дозволило зменшити обсяг експериментальних робіт із жаростійкими порошками ХН50ВМТЮБ (ЭП648) і ХН60ВТ (ВЖ98). Хімічний склад порошків зі сплаву ХН50ВМТЮБ (ЭП648) відповідав вимогам спеціальних технічних умов і галузевому стандарту

Таблиця 1. Хімічний склад присадних порошків і підкладки для наплавлення

Матеріал	Склад елементів, мас. %										
	Fe	B	C	Si	Mn	Ni	Cr	Cu	P	S	Інші
Метал підкладки											
Сталь Q235	Основа	–	0,14...0,22	0,05...0,15	0,4-0,65	<0,3	<0,3	<0,3	<0,04	<0,05	
Присадні (наплавочні) матеріали											
Порошок НУФ-103 (грануляція 40...60 мкм)	Основа	1,15	–	0,75	0,6	7,85	15,55	–	<0,02	<0,01	Mo <3,0
Порошок нержавкої сталі 316L (грануляція 40...60 мкм)	Основа	–	0,03	<0,6	<0,8	14...16	15...17	–	<0,02	<0,015	Mo 2,5...3,0
Порошок системи Ni-Cr-B-Si (грануляція 60...100 мкм)	<5,0	2,0...2,8	0,4...0,7	2,5...3,5	–	основа	13,5...16,5	–	<0,04	<0,04	Al <0,8
ХН50ВМТЮБ (ЭП648) порошок 40...100 мкм	<4,0	0,008	<0,03	<0,04	<0,5	основа	32...35	–	<0,010	<0,015	Nb 0,5...1,1; Ti 0,5...1,1; Al 0,5...1,1; Mo 2,3...3,3; W 4,3...5,3
ХН60ВТ (ВЖ98) порошок 60...100 мкм	<4,0	–	<0,1	<0,8	<0,5	основа	23,5...26,5	–	<0,013	<0,013	Ti 0,3...0,7; W 13...16

(ОСТ1 90126-85 та ТУ14-1-3046-97), порошку зі сплаву ХН60ВТ (ВЖ98) – ТУ 14-1-4296-87.

Для наплавлення розроблено спеціалізований мікроплазмовий пальник, про який буде сказано нижче. Для подачі порошків використовували дозатор-живильник оригінальної розробки з регульованим діапазоном витрат порошку $G = 1,0...4,0$ г/хв.

До порошків, що застосовуються для 3D друку деталей із використанням адитивних технологій, висуваються ряд вимог, серед яких обов'язковим є сферична форма порошку та розмір, який не повинен перевищувати 100 мкм. Саме такі порошки найбільш технологічні, мають високу насипну щільність, яку визначали згідно з ДСТУ 2640. Висока насипна щільність свідчила про компактне розташування часток порошку, що важливо для формування виробів на їх основі. У табл. 2 наведено результати визначення насипної щільності порошків зі сплавів ХН60ВТ (ВЖ98) та ХН50ВМТЮБ (ЭП648). Розмір і фракційний склад досліджуваних порошків визначали ситовим аналізом.

Для мікроплазмового наплавлення застосовували порошки правильної сферичної форми; розмір частинок порошку, визначений на не травленому поперечному шліфі, знаходився в межах 48...101 мкм. Приклад металографічного дослідження порошку із жароміцного нікелевого сплаву наведено на рис. 1.

Для виконання наплавлення здійснювали попередню підготовку присадних матеріалів, яка полягала у відборі порошків певного фракційного

Таблиця 2. Результати визначення насипної щільності порошків із жароміцних сплавів

Дані про порошок	Насипна щільність, г/см ³	
Сплав	ХН60ВТ	ХН50ВМТЮБ
60...100	3,41	3,52
≤63	4,25	4,72

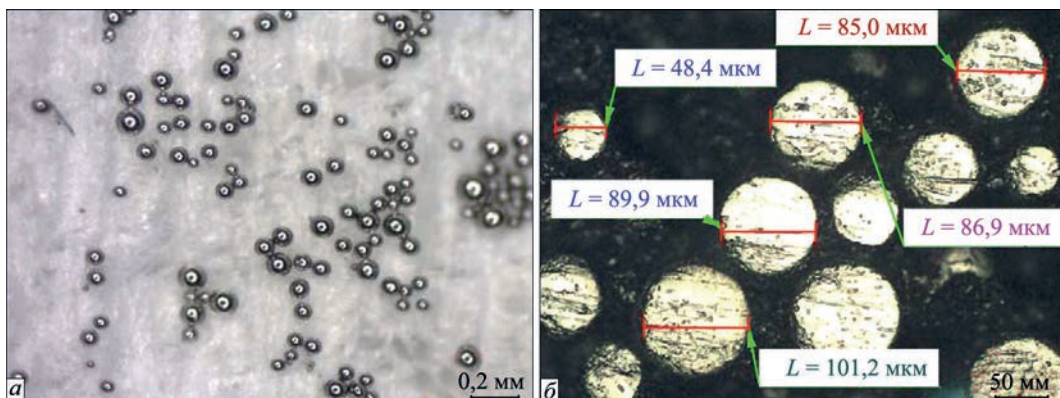


Рис. 1. Порошок із жароміцного нікелевого сплаву ХН50ВМТЮБ: а – зовнішній вигляд (бінокуляр), $\times 40$; б – не травлений поперечний шліф (порошок залитий у бакеліт), $\times 200$

складу шляхом їх просіювання крізь набір відповідних калібрувальних сит. Перед калібруванням за допомогою муфельної печі здійснювали прогрів порошків при температурі 150...200 °С для усунення залишкової вологі, наявність якої пов'язана з їхньою гігроскопічністю.

В якості мікроплазмового джерела живлення використовували Tetrix 421 AC/DC (фірма EWM GmbH, Німеччина), обладнане плазмовим модулем із діапазоном регулювання струму 5...50 А. За базу для створення лабораторного дослідницького пальника адитивного наплавлення було обрано зварювальний плазмотрон установки мікроплазмового зварювання МПУ-4 (Україна), якій піддали необхідній модернізації (рис. 2). Для подачі присадного порошку було спроектовано спеціалізований сопловий вузол із системою сопел, які дозволили, крім захисту зони наплавлення, керувати потоком транспортуючого газу з порошком відповідно до координати стовпа плазми. Також було покращено охолодження вузлів плазмотрона для його надійної роботи в діапазоні струмів 5...100 А. Плазмотрон переміщували відносно зразка, який наплавляли, за допомогою антропоморфного робота-маніпулятора типу ARC Mate 50D (FANUC, Europe).

При проектуванні спеціалізованого соплового вузла модернізованого плазмотрона МПУ-4 застосували розрахунковий пакет SolidWorks Flow Simulation [13]. За допомогою цього пакету було промодельовано та оптимізовано за критерієм ламінаризації течії динаміку газових потоків плазмотрона та конструкцію спеціалізованого соплового вузла подачі порошку для виконання адитивного мікроплазмового наплавлення.

У табл. 3 наведено технологічні параметри процесу мікроплазмового наплавлення, використані при моделюванні роботи плазмотрона МПУ-4 з сопловим вузлом для порошкового наплавлення.

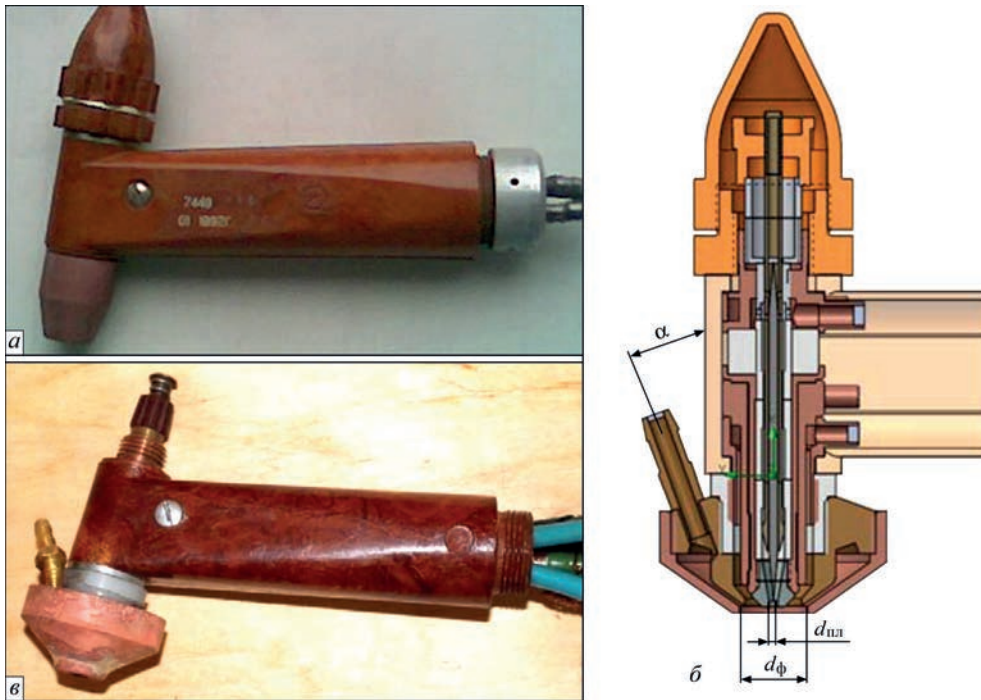


Рис. 2. Загальний вигляд плазмотрона МПУ-4 для мікроплазмового зварювання (а), схема модернізованої конструкції (б) та його вигляд після модернізації (в) із сопловим вузлом для введення порошку в плазмовий струмінь (через штуцер, розташований під кутом $\alpha \leq 45^\circ$ до осі плазмотрона)

Моделювання газодинаміки дало можливість створити модернізовану конструкцію плазмотрона із задовільними результатами для потоків плазмоутворюючого, захисного та транспортуючого порошок газів. На рис. 3 показані лінії потоків плазмоутворюючого, захисного та транспортуючого газів і потоку частинок порошку, що наплавляють. Спроектвана конструкція спеціалізованого соплового вузла дозволила у зонах відповідних каналів і на виході з плазмотрона досягти ламінарної течії потоків.

Для проведення металографічного аналізу із отриманих адитивним наплавленням зразків вирізали поперечні темплети та виготовляли мікрошліфи. Після їх шліфування та полірування для виявлення мікроструктур застосовували електролітичне травлення у хромовій кислоті або сірча-

нокислому амонію [14]. Отримані структури зразків досліджували методами оптичної (мікроскоп Neophot-30 фірми Carl Zeiss, Німеччина) та аналітичної растрової електронної (мікроскоп JSM-840 фірми PHILIPS, Голландія) мікроскопії. За допомогою аналітичної растрової електронної мікроскопії визначали хімічний склад фаз і зерен металу (загальний і локальний точковий аналіз). За допомогою оптичної мікроскопії вивчали структурні зміни. Мікротвердість вимірювали за допомогою мікротвердоміра LM-400 (серії LECO, США) при навантаженні 50 гр. Механічні випробування на статичний розрив проводили за допомогою універсальної розривної сервогідравлічної системи MTS 810 (Material Test System, США) з використанням стандартних зразків (ГОСТ 6996-66), які вирізали із отриманих 3D друком стінок поперек наплавлених валиків.

Результати технологічних досліджень. Проведення технологічних досліджень здійснювалося згідно зі схемою, наведеною на рис. 4 [15]. При цьому мінімальна товщина стінки вирощуваного виробу у проведених дослідженнях з мікроплазмового наплавлення становила до 3 мм. Дослідження показали, що в процесі виготовлення об'ємних виробів адитивним нарощуванням шарів шляхом послідовного наплавлення дуже важливим параметром є розмір нарощуваного шару (наплавленого валика металу), оскільки він визначає характеристики форми та поверхні, а також точність формування виробу. Тому першою задачею, яка

Таблиця 3. Технологічні параметри процесу мікроплазмового наплавлення, використані при моделюванні роботи плазмотрона МПУ-4 з сопловим вузлом порошкового наплавлення

Номер	Назва параметра	Величина
1	Швидкість потоку плазмоутворюючого газу $Ag (Q_{пл})$, л/хв	1,0...1,5
2	Швидкість потоку захисного газу $Ag (Q_2)$, л/хв	10
3	Швидкість потоку транспортуючого газу $Ag (Q_{тр})$, л/хв	12
4	Витрати порошку $Q_{пор}$, г/хв	2,4
5	Швидкість потоку охолоджуючої рідини (на кожний контур) Q_3 , л/хв	1,5
6	Теплова потужність, що виділяється стисненою дугою, Вт	840
7	Розмір частинок порошку, мкм	100

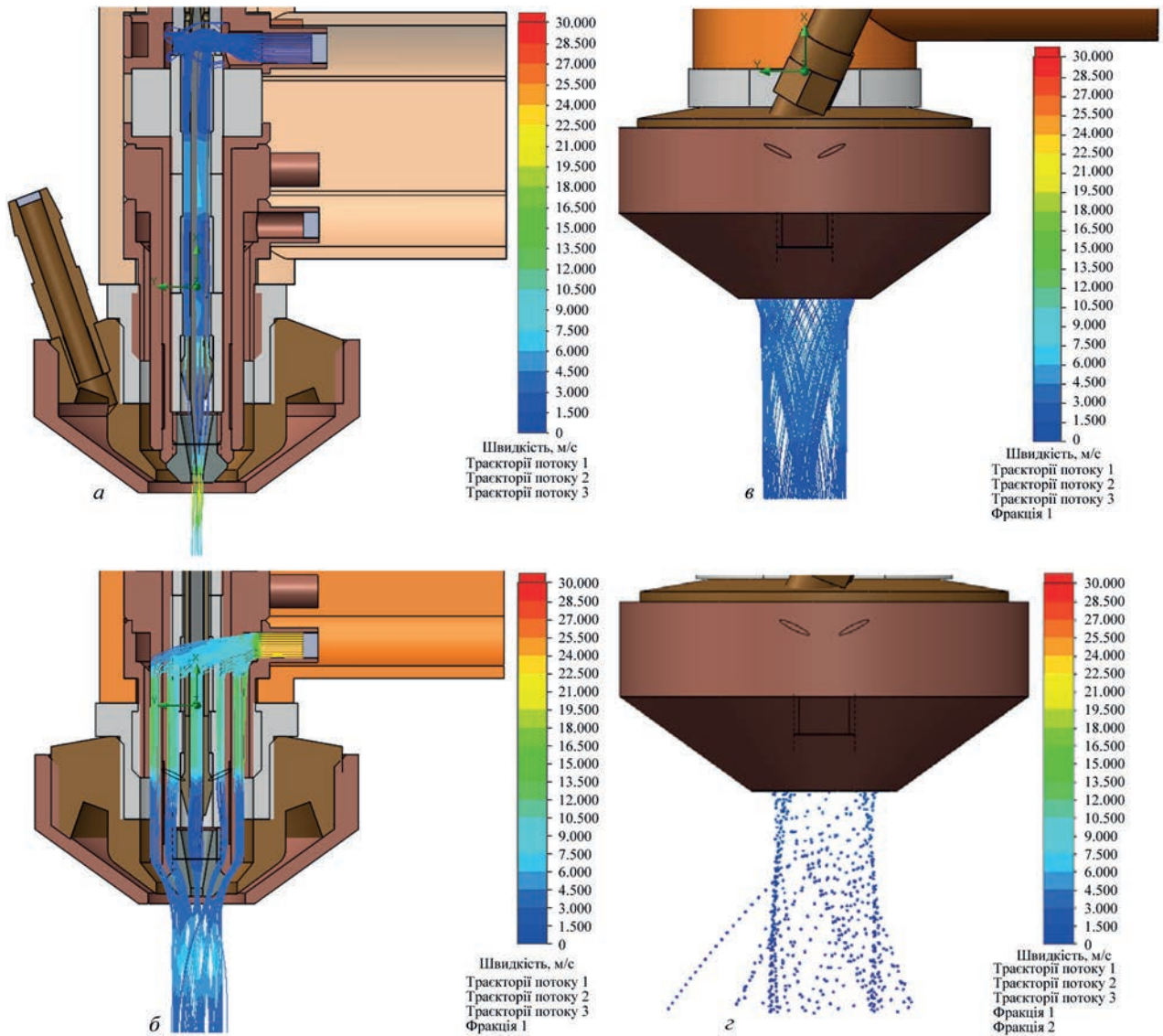


Рис. 3. Швидкість і напрямок газових потоків модернізованого плазмотрона МПУ-4: а – плазмообразуючого; б – захисного; в – транспортуючого; г – потоку частинок порошку

вирішувалася при виборі параметрів режиму наплавлення, було визначення кращого співвідношення між потоком частинок присадного порошку (рис. 3, г) і діаметром мікроплазмової дуги. При цьому враховували різницю умов наплавлення на підкладку та на попередньо наплавлений валик. В останньому випадку при збільшенні струму збільшується об'єм валика за рахунок погіршення тепловідведення, проплавлення попереднього валика та збільшення довжини ванни.

Другою задачею, яка вирішувалася для вибору режиму, було підвищення частки корисних витрат присадного порошку (коефіцієнту КВП) у процесі адитивного виробництва деталі. Досліди показали, що основною причиною втрат порошкової присадки є рух її дисперсних частинок по периферії стовпа плазмової дуги й надалі – пружне відбивання від поверхні виробу, що наплавляється, поза зоною сформованої ванни металу наплавлення.

Отже, у разі реалізації адитивної технології виробництва тонкостінних металевих виробів з товщиною стінки до 3 мм важливо мати можливість керування такими характеристиками процесу, як

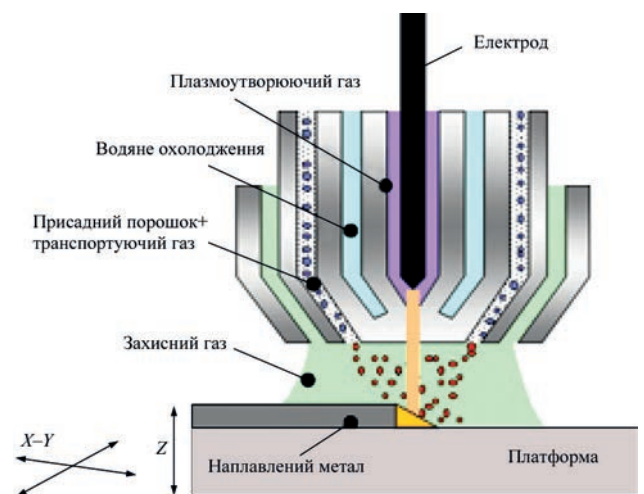


Рис. 4. Схема проведення технологічних досліджень [15]

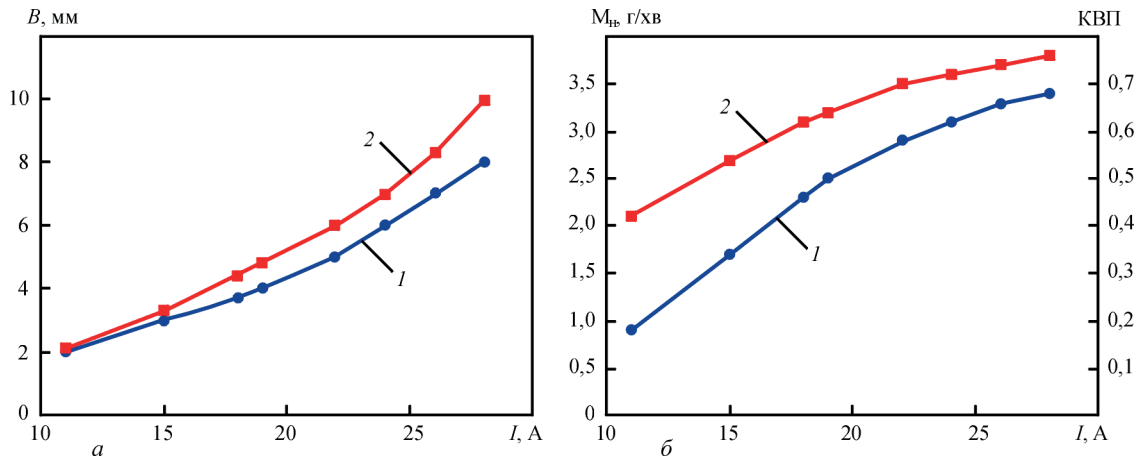


Рис. 5. Залежність ширини валика B (а), питомої маси наплавленого металу (порошок сплаву НУФ 103) M_n та КВП (б) від сили зварювального струму I при швидкості наплавлення $V = 3,24$ мм/с: 1 – мікроплазмотрон з $d_{\text{пл}} = 2,5$ мм, $d_{\text{ф}} = 4,5$ мм, $G = 3,2$ г/хв, $B = 2 \dots 5$ мм; 2 – $d_{\text{пл}} = 1,8$ мм, $d_{\text{ф}} = 2,5$ мм, $B = 4 \dots 10$ мм

зосередженість мікроплазмової дуги та введення порошкової присадки. Зокрема, для оптимізації траєкторій руху присадного матеріалу в плазмовій дузі рекомендується присадні порошки вводити в дугу під кутом α до осі плазмотрона до $40 \dots 45^\circ$ (рис. 2, б).

Для досліджень використовували мікроплазмотрон з бічним розподіленим введенням присадного порошку та діаметрами каналів плазмоутворюючого сопла $d_{\text{пл}} 1,8$ і $2,5$ мм і фокуруючого сопла $d_{\text{ф}} 2,5$ мм і $4,5$ мм (рис. 2, б). При цих розмірах забезпечується його стабільна робота на зварювальному струмі в діапазоні $5 \dots 50$ А. Зосередженість введення присадного порошку із витратами $G = 1,0 \dots 3,5$ г/хв крізь мікроплазмову дугу до площини анода (підкладки, на яку наплавляли перший шар) оцінювали шляхом визначення маси порошку, який потрапив у зварювальну ванну, при послідовному збільшенні її розмірів. Ширина B ванни розплавленого металу (або наплавленого валика) змінювалася зі збільшенням сили зварювального струму при постійній швидкості переміщення мікроплазмової дуги в межах $2 \dots 5$ і $4 \dots 10$ мм (рис. 5, табл. 3). Під час експерименту при послідовному збільшенні ширини зварювальної ванни в 5 разів були отримані залежності зміни питомої маси наплавленого валика M_n і КВП, що характеризують радіальний розподіл присадного порошку.

Згідно з даними рис. 5 для отримання просторових виробів із товщиною стінки до 3 мм (або ширини наплавленого валика $B \leq 3$ мм) необхідно виконувати мікроплазмове наплавлення при струмі дуги до 15 А. Проте застосування струму до 30 А є небажаним через низьку стабільність процесу. Для підвищення стабільності доцільно підвищити струм дуги плазмотрона до $30 \dots 35$ А, що потребує підвищення швидкості наплавлення

з $10 \dots 15$ до 30 м/год для збереження товщини стінки 3 мм.

Подальші технологічні дослідження проводили із витратами присадного порошку $G = 3,0$ г/хв. За критеріями оптимізації форми валика наплавлення та утворення надійного сплавлення із підкладкою та/або попереднім валиком було уточнено режими адитивного мікроплазмового наплавлення застосованих порошків. Було обрано наступні основні параметри режиму наплавлення: струм дуги $I = 35$ А, напруга на дузі $U = 40$ В, швидкість наплавлення $V = 35$ м/год ($9,66$ мм/с), погоня енергія наплавлення $E = 87$ Дж/мм (з урахуванням ККД процесу $0,6$ [16]). Інші параметри режиму наплавлення наведено в табл. 3. Проведені дослідження показали, що при адитивному мікроплазмовому наплавленні обраними порошками (табл. 1) товщина наплавленої стінки із задовільною стабільністю зберігається у межах $3,0 \pm 0,3$ мм (рис. 6). При цьому КВП знаходиться в діапазоні $0,84 \dots 0,88$ (втрати порошку відповідно становлять $16 \dots 12$ %), що є прийнятними значеннями.

Результати металографічних досліджень. При адитивному мікроплазмовому наплавленні в усіх випадках застосування присадних матеріалів, перелічених у табл. 1, відбувалося повне

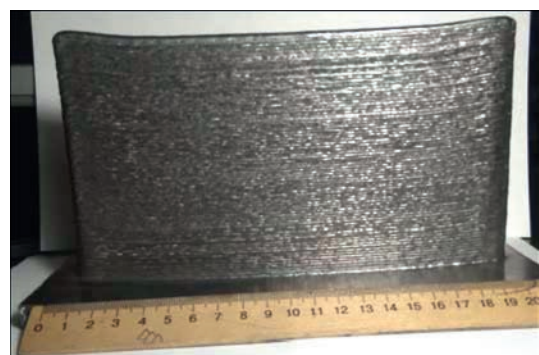


Рис. 6. Зовнішній вигляд пластини металу, отриманого пошаровим мікроплазмовим наплавленням порошку НУФ-103

розплавлення порошку. Структура наплавленого металу характеризувалася явно вираженою шаруватістю, товщина наплавленого шару становила 550...650 мкм. Наплавлення здійснювалося в кілька проходів із послідовним нанесенням шарів металу – по одному за кожний прохід. Зони сплавлення між шарами мали однорідну структуру. Макроструктура кожного наплавленого шару була гомогенною без утворення будь-яких дефектів, розтріскувань, неповного розплавлення.

У разі застосування порошку системи Ni-Cr-B-Si для однопрохідного наплавлення мала місце рівновісна дрібнодисперсна структура металу величів наплавлення. Мікроструктура наплавленого матеріалу складалася із двофазної матриці (рис. 7), в якій переважала складова, що виявлялася світлою при травленні та мала твердість HV 4640...5720 МПа. Поряд із нею присутні світло-сірі виділення з вищою твердістю HV 6030...7010 МПа (рис. 8). Таким чином, у результаті мікроплазмового вирощування виробу мікроструктура нікелевих жароміцних сплавів складалася з матричного g-твердого розчину (світлого кольору), на фоні якого спостерігались інтерметалідні фази типу g' -фази $(Ni, Cr)_3 (Al, Ti, Nb)$ та $Ni(Cr, Mo, W) +$ карбіди. Для підвищення ефекту дисперсійного зміцнення ці сплави, у класичному розумінні, повинні підлягати термічній обробці, проте вибір потрібних температур і тривалості витримки при термообробці інноваційного матеріалу, отриманого 3D пошаровим плазмовим наплавленням, на сьогодні не встановлені. Це може стати предметом подальших досліджень. Ознаки перегрівання або перепалу із стрибкоподібним зростанням розмірів зерен та оплавленням меж зерен у мікроструктурі вирощених зразків не виявлено.

Судячи з наявності піків у результатах замірів мікротвердості та даних мікроструктурного дослідження можна зробити висновок, що в твердий розчин матриці включені більш тверді карбіди різної форми. Зміцнювальні фази мали форму пластини різної товщини, виявляли та-

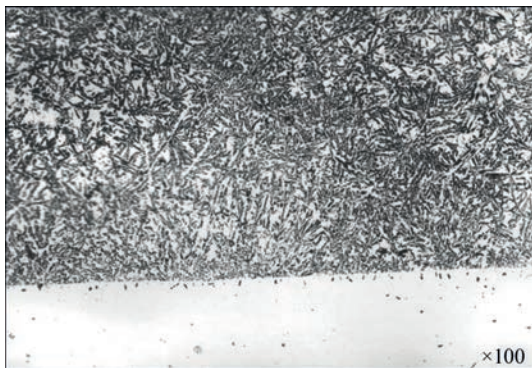


Рис. 7. Структура мікроплазмового наплавлення, $\times 100$

кож їх підковоподібні та ромбоподібні виділення. Карбіди характеризувалися високою твердістю ($HV > 20000$ МПа). Окрім крупних (первинних) карбідів у матриці вирощеного матеріалу спостерігали більш дрібнодисперсні їх виділення, що, вірогідно, сприяло підвищенню міцності та твердості матеріалу. Також по всьому наплавленню спостерігаються евтектичні виділення карбідів із твердістю на рівні HV 2340...3030.

По лінії сплавлення з основним металом спостерігається тонка світла смужка з твердістю HV 2540...2860 МПа. Ця структурна складова є рівномірною по всій довжині наплавлення та її товщина становить 10...12 мкм. Слід зазначити, що структура наплавлення подрібнюється у напрямку від верхнього краю до основного металу підкладки. Мікроаналіз на окремих ділянках структури показав, що наплавлений метал має склад, близький до складу порошку, що наплавлявся (див. табл. 1).

У разі застосування порошку NYF-103 для трипрохідного адитивного наплавлення, згідно з даними електронної мікроскопії, мала місце дрібнодисперсна дендритна структура наплавленого металу, що містить як відносно великі зерна, так і дрібні. Великі та дрібні дендрити утворюють колонії, розорієнтовані одна відносно одної (рис. 9). У верхній та нижній частинах зразка формувались різні за розмірами кристали, що визначалося нерівновісними умовами кристалізації при мікроплазмовому 3D вирощуванні зразка. Так, у нижній частині наплавленого металу тепловідведення здійснювалося через підкладку основи, тоді як у верхній частині зразка – переважно внаслідок теплового випромінювання та тепловідведення – у нижні наплавлені шари. Це зумовило повільніше охолодження металу у верхній частині зразка і, отже, призвело до зростання зерен.

У поздовжньому напрямку дендрити утворювали протяжні гілки кристалітів, орієнтовані пере-

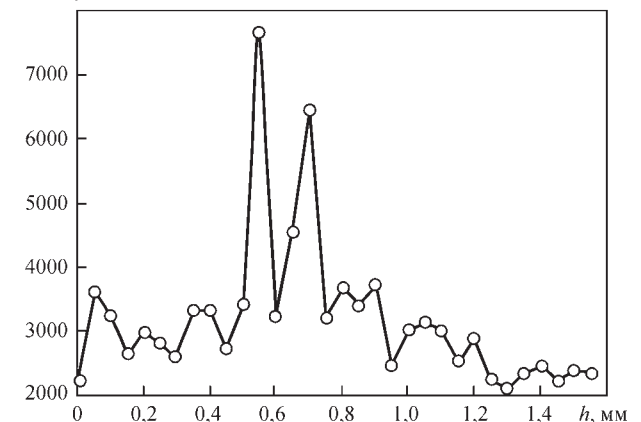


Рис. 8. Розподіл мікротвердості $HV_{0,05}$ МПа за глибиною h , мм

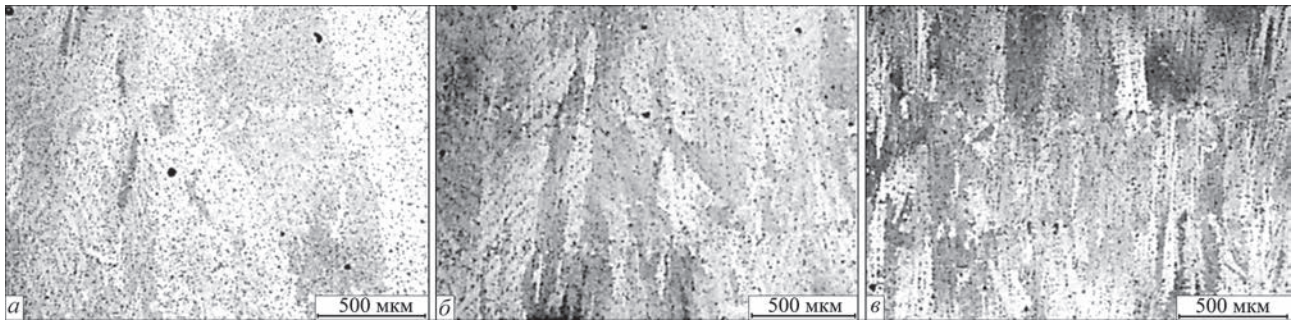


Рис. 9. Мікроструктура металу, отриманого тришаровим адитивним мікроплазмовим наплавленням порошку NYF-103 (100): *a* – верх наплавленого зразка; *б* – середина наплавленого зразка; *в* – низ наплавленого зразка

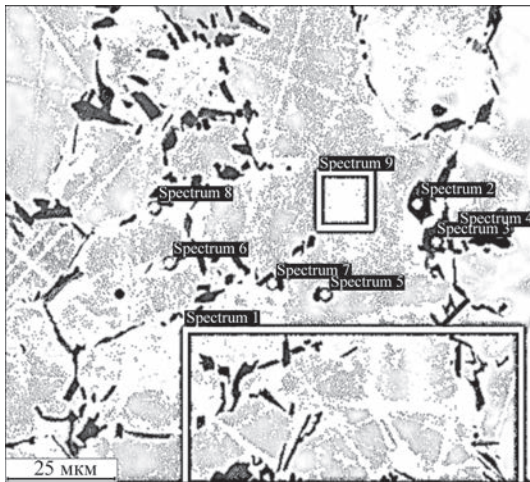


Рис. 10. Мікроструктура металу, отриманого адитивним мікроплазмовим наплавленням порошку NYF-103, із зазначеними ділянками мікроаналізу вмісту елементів

важно у напрямку тепловідведення та об'єднані в колонії. Аналіз мікроструктури зразка, вирізаного в нижній частині, показав, що зростання кристалітів відбувається в одному напрямку (рис. 9, *в*). Дендрити складаються з блоків зерен з подібною кристалічною орієнтацією, межі яких проявилися в результаті травлення. Порівняння структури металу зразків, вирізаних у поздовжньому напрямку у верхній та нижній частинах зразка, вказує на різний характер кристалізації у міру формування зразку знизу вгору (рис. 9). Мікроаналіз на різних окремих ділянках структури показав, що наплавлений метал має склад, близький до складу порошку, що наплавлявся (рис. 10, табл. 1 і 4).

Мікроструктура зразків зі сплавів ХН50ВМТЮБ та ХН60ВТ при дослідженні за допомогою оптичного мікроскопа відбивного світла в тілі дендри-

Таблиця 4. Вміст на окремих ділянках структури згідно з рис. 10

Спектр	Хімічний склад, мас. %												
	B	N	O	Mg	Si	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo	Всього
1	–	–	–	–	0,95	–	16	0,31	72,16	0,32	9,1	1,17	100
2	–	–	–	–	–	–	49,26	–	47,38	–	1,12	2,24	100
3	–	–	–	–	–	0,24	48,64	–	48,09	0,4	0,91	1,72	100
4	–	–	17,41	9,17	8,85	–	9,37	–	48,21	0,41	6,06	0,52	100
5	20,25	19,63	–	–	0,26	–	7,85	0,32	45,51	0,28	5,09	0,81	100
6	–	–	–	–	0,65	0,41	15,52	–	56,74	0,4	6,47	19,8	100
7	–	–	–	–	0,67	0,26	17,15	–	59,99	0,44	6,64	14,85	100
8	–	–	–	–	0,72	0,25	14,86	–	61,16	0,31	7,41	15,28	100
9	–	–	–	–	0,95	–	13,68	–	74,64	0,36	9,79	0,58	100

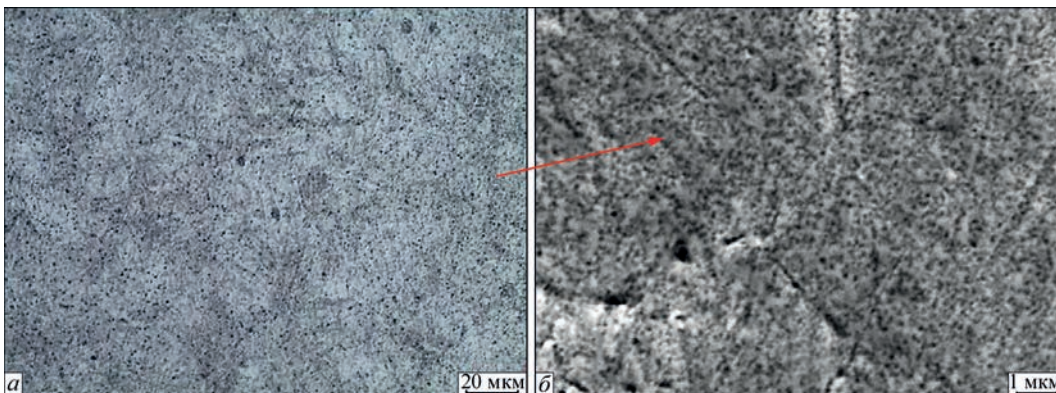


Рис. 11. Мікроструктура зразка, вирощеного мікроплазмовим наплавленням сплаву ХН50ВМТЮБ: *a* – $\times 500$ (оптична металографія); *б* – $\times 10\ 000$ (електронна мікроскопія)

тів виглядала більш менш однорідною (рис. 11, а), вивчення їх структури на електронному мікроскопі дозволило встановити, що дендрити g-твердого розчину мають внутрішню будову із тонкими та переривчастими границями стінок блоків (рис. 11, б).

Як видно з вищенаведеної мікроструктури, дисперсійне зміцнення в процесі швидкого охолодження шарів мікроплазмового наплавленого металу або не відбувалося, або відбувалося в незначній мірі.

Обговорення результатів досліджень. Проведені технологічні дослідження показали, що для обраної групи порошоків (табл. 1) параметри режиму адитивного мікроплазмового наплавлення переважно залежать від фракційного складу присадного порошку. За умов використання порошкового мікроплазмового наплавлення з погонною енергією 85...90 Дж/мм і виділеної стисненою дугою теплової потужності ~800...900 Вт при адитивному вирощуванні металевих виробів відбувається повне розплавлення порошку. Структура металу характеризується явно вираженою шаруватістю; товщина шару, що наплавляється, становить 550...650 мкм.

За результатами проведення технологічних досліджень встановили, що послідовне наплавлення металу проявляється в утворенні рельєфу на бічній поверхні зразка (рис. 6). Спостерігаються напливи металу, які є чергуванням виступів і впадин, викликані, вочевидь, частковим стіканням рідкого металу по бічній поверхні. Розмір цих наплівів приблизно відповідає висоті шару металу, який наплавляють за один прохід. Одним зі шляхів мінімізації даного параметра є стабілізація адитивного мікроплазмового наплавлення за рахунок підбору його раціональних технологічних режимів. Іншим шляхом мінімізації даного параметра є зменшення висоти шару, який наплавляють за один прохід. Однак такий підхід знижує продуктивність 3D друку виробу та потребує окремих оптимізаційних підходів.

При багат шаровому мікроплазмовому наплавленні не виявлено таких дефектів, як поділ суміжних шарів усередині наплавлення через неповне розплавлення між шарами; затвердіння розплавленого матеріалу у вигляді сфер, а не суцільного шару; деформування через відмінність коефіцієнтів теплового розширення шарів. Зони сплавлення між шарами структурно не виявляються, спостерігається однорідна структура. Макроструктура кожного оплавленого шару є достатньо гомогенною, без утворення будь-яких дефектів, розтріскування. Методами оптичної та електронної мі-

кроскопії встановлено, що структура металу зразка є дендритною та містить як більш укрупнені, так і дрібніші зерна. Великі та дрібні дендрити утворюють колонії, розорієнтовані один відносно одного (наприклад, рис. 8). Формування кристалітів при послідовному наплавленні шарів металу у верхній та нижній частинах зразка – різне та визначається відмінностями в процесі кристалізації. Так, у нижній частині наплавленого металу тепловідведення є інтенсивнішим, оскільки здійснюється через підкладку основи, яка має досить добру теплопровідність. У верхній частині зразка тепловідведення менш інтенсивне, оскільки здійснюється переважно за рахунок теплового випромінювання, а теплопровідність попереднього наплавленого шару обумовлена застосованим присадним сплавом і переважно є низькою. Це зумовлює більш повільне охолодження металу у верхній частині зразка і, отже, призводить до певного зростання зерен.

Проведені методами електронної мікроскопії дослідження фазового складу наплавлених мікроплазмовим способом на підібраному раціональному режимі шарів сплаву HUF-103 показали, що наявні тенденції незначного вигорання окремих легуючих складових (табл. 1 і 4). Так, вміст магнію зменшився з 0,6 до ~0,3 мас. %. Також на окремих ділянках спостерігається вигорання бору. Проте, в цілому, зменшення вмісту легуючих складових досліджених сплавів, що наплавляли, є досить обмеженим і не може розглядатися як значне.

Границю міцності σ_b , умовну границю плинності $\sigma_{0,2}$ і відносне подовження δ наплавленого металу при одновісному розтягуванні вимірювали на зразках завдовжки 30 мм, які вирізали по вертикалі одержаної пошаровим адитивним нарощуванням пластини (див. рис. 6). Міцність наплавленого металу оцінювали за результатами випробування за умов одновісного розтягування трьох зразків.

Проведені дослідження механічних властивостей (табл. 5) дозволили зробити висновок, що наплавлений адитивною технологією метал забезпечує достатньо високу міцність, яка досягає понад 600 МПа, де F_0 – площа поперечного перерізу

Таблиця 5. Механічні властивості металу, отриманого адитивним мікроплазмовим наплавленням порошку HUF-103

Номер зразка	F_0	L_0	L_k	σ_b , МПа	σ_r , МПа	δ , %
1	7,15	20,02	20,49	606	474	3,165
2	7,16	19,78	20,78	627	510	5,056
3	7,15	22,14	22,94	618	462	3,613
Усереднене значення	–	–	–	617	482	3,95

зразка; L_0 і L_k – початкова і кінцева довжина зразка; δ – відносне подовження.

В останні роки все більшої актуальності набуває процес 3D друку деталей авіаційної техніки. Використання 3D принтерів значно знижує вартість створюваних виробів, підвищує гнучкість виробництва та прискорює виготовлення необхідних ремонтних комплектів деталей. Одним з найбільш складних завдань в цьому плані є 3D друк металевих деталей – як готових, так і з додатковою механічною обробкою. Застосування адитивного мікроплазмового наплавлення порошками металів для виготовлення 3D виробів авіаційної техніки дозволить значно підвищити продуктивність порівняно з існуючими методами. Так, застосування мікроплазмового наплавлення дозволить досягти продуктивності ~3...4 кг/год, у той час як лазерне наплавлення здатне досягти продуктивності до 1,5 кг/год. Крім того, мікроплазмове наплавлення дозволяє створювати композитні або функціонально градієнтні шари металу, що сприятиме економії матеріалів і дасть можливість створення в процесі 3D друку зносостійких поверхонь тертя при відносно м'якій основі. Обладнання, яке застосовується для мікроплазмового наплавлення, є значно дешевшим і простішим в обслуговуванні порівняно із лазерним. У цілому, не дивлячись на необхідність прикінцевої механічної обробки відповідальних функціональних поверхонь, застосування мікроплазмового наплавлення можна вважати перспективним напрямком 3D друку металевих деталей авіаційної техніки. Подальші дослідження доцільно спрямувати на вивчення впливу термічної обробки на структуру та властивості вирощених інноваційним 3D мікроплазмовим наплавленням виробів із розглянутих в роботі жароміцних нікелевих сплавів.

Висновки

1. Встановлено, що вибір режиму адитивного мікроплазмового наплавлення обраної групи порошків на основі заліза та нікелю переважно обумовлений грануляцією присадного порошку. При адитивному мікроплазмовому вирощуванні металевих виробів із товщиною стінки до 3 мм при застосуванні порошків на основі Fe і Ni із розміром фракції 40...100 мкм повне розплавлення порошку відбувається на режимах, які забезпечують погонну енергію 85...90 Дж/мм при виділеній стисненою дугою теплової потужності ~800...900 Вт.

2. Встановлено, що структура металу зразків, отриманих мікроплазмовим наплавленням, складається з дендритних колоній, розорієнтованих одна відносно іншої, які містять як відносно вели-

кі, так і дрібніші зерна. У нижньому шарі наплавленого металу формуються кристаліти меншого розміру з-за більш інтенсивного тепловідведення через сталеву підкладку основи. У верхніх шарах наплавленого металу формуються кристаліти більшого розміру через зменшення інтенсивності тепловідведення, чому сприяє застосування присадних сплавів із досить низькою теплопровідністю.

3. Механічні випробування на статичне розтягування зразків, вирізаних із наплавленого металу поперек валиків наплавлення, показали, що міцність сплаву НУФ-103 досягла понад 600 МПа при значеннях границі плинності понад 480 МПа і відносному подовженні близько 4 %. Такі результати можуть пояснюватися відсутністю дефектів наплавлення та низькою часткою вигорання легуючих елементів наплавленого сплаву.

4. Проведені дослідження показали принципову можливість формування дисперсних дендритних структур із зернами різної просторової орієнтації, структурну однорідність наплавлених шарів без явно виражених зон сплавлення, відсутність пор і розтріскування. Такі тенденції структуроутворення свідчать про перспективність подальшого використання адитивного мікроплазмового наплавлення для 3D друку деталей із корозійно-та жаростійких сплавів на основі заліза та нікелю, зокрема, деталей двигунів аерокосмічної техніки.

Список літератури/References

1. Moon, S.K., Tan, Y.E., Hwang, J., Yoon, Y.-J. (2014) Application of 3D printing technology for designing light-weight unmanned aerial vehicle wing structures. *International J. of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*, **1**, 223–228. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40684-014-0028-x>
2. Chee, K.C., Kah, F.L., Chu, S.L. (2010) *Rapid prototyping: Principles and applications, third edition (3rd Edition)*. World Scientific Publishing Co Pte Ltd. DOI: <https://doi.org/10.1142/6665>
3. Martinez, D.W., Espino, M.T., Cascolan, H.M. et al. (2022) A comprehensive review on the application of 3D printing in the aerospace industry. *Key Engineering Materials*, **913**, 27–34. DOI: <https://doi.org/10.4028/p-94a9zb>
4. Singamneni, S., Lv, Y., Hewitt, A. et al. (2019) Additive manufacturing for the aircraft industry: A review. *J. of Aeronautics & Aerospace Engineering*, **8(1)**, 214. DOI: <https://doi.org/10.35248/2168-9792.19.8.215>
5. Gadagi, B., Lekurwale, R. (2021) A review on advances in 3D metal printing. *Materials Today: Proceedings*, **45(1)**, 277–283. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.10.436>
6. Matthews, N. (2018) Chapter fifteen – additive metal technologies for aerospace sustainment. *Aircraft Sustainment and Repair*, **2018**, 845–862. DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100540-8.00015-7>
7. Gisario, A., Kazarian, M., Martina, F., Mehrpouya, M. (2019) Metal additive manufacturing in the commercial aviation industry: A review. *J. of Manufacturing Systems*, **53**, 124–149. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmsy.2019.08.005>
8. Yamazaki, T. (2016) Development of a hybrid multi-tasking machine tool: Integration of additive manufacturing technology with CNC machining. *Procedia CIRP*, **42**, 81–86. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.procir.2016.02.193>
9. Peleshenko, S., Korzhyk, V., Voitenko, O. et al. (2017) Analysis of the current state of additive welding technologies for manufacturing volume metallic products (review). *East-*

- ern-European J. of Enterprise Technologies, 3/1(87), 42–52. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2017.99666>
10. Kumar, P., Jain, N.K. (2020) Effect of material form on deposition characteristics in micro-plasma transferred arc additive manufacturing process. *CIRP J. of Manufacturing Science and Technology*, 30, 195–205. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2020.05.008>
 11. Wang, H., Jiang, W.H., Valant, M., Kovacevic, R. (2003) Microplasma powder deposition as a new solid free-form fabrication process. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: J. of Engineering Manufacture*, 217(12), 1641–1650. DOI: <https://doi.org/10.1243/095440503772680578>
 12. Овчинников О.В., Дурягіна З.А., Романова Т.Є. та ін. (2021) Порошкові титанові сплави для адитивних технологій: структура, властивості, моделювання. Монографія. Київ, Наукова думка. Ovchinnikov, O.V., Duryagina, Z.A., Romanova, T.E. et al. (2021) *Powder titanium alloys for additive technologies: Structure, properties, modeling. Monograph*. Kyiv, Naukova Dumka [in Ukrainian].
 13. Rezydent, N., Stepanova, N. (2023) Using the SolidWorks Flow Simulation CFD package to study the performance indicators of the cyclone-utilizer. *Modern technology materials and design in construction*, 33(2), 192–197. DOI: <https://doi.org/10.31649/2311-1429-2022-2-192-197>
 14. Akca, E., Trgo, E. (2015) Metallographic procedures and analysis – A review. *Periodicals of Engineering and Natural Sciences (PEN)*, 3(2), 9–11. DOI: <https://doi.org/10.21533/pen.v3i2.51>
 15. Korzhyk, V., Gao, S., Khaskin, V. et al. (2024) Features of the stress–strain state of 3D metal objects produced by additive microplasma deposition of the powder of a Fe–Cr–Ni–B–Si system. *Applied Sciences*, 14, 4159. DOI: <https://doi.org/10.3390/app14104159>
 16. Sidharth, Rana R., Pandey S. (2023) Configuring microplasma for material process optimization. *Materials Today: Proceedings*. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2023.01.339>

APPLICATION OF MICROPLASMA DEPOSITION FOR 3D PRINTING OF AEROSPACE ENGINE PARTS

V.Yu. Khaskin¹, O.V. Ovchynnykov², K.M. Sukhyi², O.V. Zaichuk²

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

E-mail: khaskin1969@gmail.com

²Ukrainian State University of Science and Technologies. 2 Lazaryan Str., 49010, Dnipro, Ukraine

The work is devoted to establishing the basic technological regularities and features of the formation of characteristic structures of metal layers during additive microplasma deposition with powders of corrosion- and heat-resistant alloys and determining the prospects of this process for 3D printing of aircraft parts. It was established in the work that selection of additive microplasma deposition mode is mainly determined by the size of the filler powder fraction. The linear energy and thermal power of the compressed arc for growing metal products with a wall thickness of up to 3 mm using powders based on Fe and Ni with a fraction of 40...100 μm were determined. The main features of structure formation of the metal of samples produced by microplasma deposition, and their mechanical characteristics were determined, and the tendency to burnout of alloying elements of the deposited alloy was assessed. It is shown that despite the need for finishing machining of critical functional surfaces, the use of microplasma deposition can be considered a fairly promising direction for 3D printing of metal parts of aircraft equipment. 16 Ref., 5 Tabl., 11 Ref.

Keywords: 3D printing, nickel alloy, microplasma deposition, metal powders, technological modes, dendritic structure, heat dissipation. mechanical properties.

Отримано 05.03.2025

Отримано у переглянутому вигляді 24.03.2025

Прийнято 11.04.2025

НАУКОВО-ПРАКТИЧНІ СЕМІНАРИ

3D ДРУК МЕТАЛЕВИХ ВИРОБІВ

27 травня 2025 р.

модератор семінару д.т.н., проф. В.В. Квасницький

НЕРУЙНІВНИЙ КОНТРОЛЬ ТА МОНІТОРИНГ ТЕХНІЧНОГО СТАНУ

28 травня 2025 р.

модератор семінару Ю.М. Посипайко

Запрошуємо взяти участь в роботі науково-практичних семінарів «3D друк металевих виробів» та «Неруйнівний контроль та моніторинг технічного стану», які будуть проведені під час роботи XXIII Міжнародного промислового форуму, 27–29 травня 2025 р., м. Київ, Броварський проспект, 15.

Для участі в роботі семінарів необхідно надіслати заявку в Оргкомітет (участь безкоштовна).

Контрольні дати.

Подання заявок та тез/доповідей до 30.04.2025

Подання заявок без доповіді до 26.05.2025

Розсилка програм семінарів до 15.05.2025

Час та місце проведення семінарів буде наведено в програмах.

Вартість публікації.

Одна сторінка в збірці тез/доповідей – 150 грн.

Надання індексу DOI для тези/доповіді – 150 грн.

Надання сертифіката учасника – 100 грн.

Рахунок для оплати надається за запитом учасника.

До початку семінарів буде видано збірку тез/доповідей. Об'єм публікацій необмежений.

Збірку тез/доповідей в електронному вигляді буде розміщено за посиланням <http://ip.if.ua/ukr/3D-NDT-2025>.

Тривалість доповідей до 20 хвилин (15 хвилин на доповідь і 5 хвилин на обговорення).

Організатори.

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона
НАН України

Міжнародна Асоціація «Зварювання»

Оргкомітет.

Олександр Зельніченко, тел.: (38044) 205-23-90

E-mail: journal@paton.kiev.ua, patonpublishinghouse@gmail.com

<http://ip.if.ua/ukr/3D-NDT-2025>