

# ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ АДИТИВНОГО ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО ПРОЦЕСУ НА ВЛАСТИВОСТІ ТОНКОСТІННИХ ВИРОБІВ ЗІ СПЛАВУ ВТ6

В.А. Матвійчук, В.М. Нестеренков, М.О. Сисосв

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

Об'єктом дослідження є процес формування структури та механічних властивостей тонкостінних виробів, виготовлених за адитивною електронно-променевою технологією (ЕВМ) з порошку титанового сплаву ВТ6 системи легування  $Ti-6Al-4V$ . Сплав широко застосовується в промисловості завдяки високій зварюваності, міцності та втомній стійкості. Як сировину задіяли сферичний порошок титанового сплаву ВТ6 з розміром частинок 40...160 мкм, отриманий методом роторного плазмового розпилення. У програмі Materialise Magics створили комп'ютерну модель, за якою надрукували 36 зразків зі швидкостями переміщення променя в діапазоні 500...6000 мм/с. Встановлено, що швидкість переміщення променя 500 мм/с у поєднанні з густиною енергії 40 Дж/мм<sup>3</sup> забезпечує повне проплавлення порошкового шару, стабільне формоутворення та контрольовані теплові умови. Це сприяє утворенню збалансованої ( $\alpha+\beta$ )-мікроструктури з голчастою морфологією  $\alpha$ -фази з товщиною  $\alpha$ -пластин 0,5...1,5 мкм. Об'ємна частка  $\alpha$ -Ti становить  $90 \pm 3\%$ ,  $\beta$ -Ti –  $10 \pm 3\%$ . Рівень мікротвердості зразків складає  $HV_{0,1} = 3,5 \pm 0,7$  ГПа. Отримані результати демонструють, що поєднання високоякісного порошкового матеріалу та раціонального режиму друку забезпечує високу відтворюваність процесу, структурну стабільність і придатність технології для виготовлення тонкостінних виробів. Бібліогр. 15, табл. 4, рис. 6.

*Ключові слова:* адитивна технологія, електронний промінь, титановий сплав ВТ6,  $Ti-6Al-4V$ , тонкостінні вироби, технологічні параметри, мікроструктура, хімічний склад, мікротвердість

**Вступ.** Традиційні методи обробки металів часто обмежені в можливості виготовлення виробів зі складною конфігурацією. Це зумовлює активний розвиток адитивних технологій, які дають змогу виготовляти деталі складної форми з прогнозованими властивостями [1].

Тематика досліджень процесів адитивного виробництва є актуальною для сучасного матеріалознавства, виробничих технологій та машинобудування. Її наукове значення зумовлене сукупністю фундаментальних і прикладних викликів, які досі залишаються недостатньо вирішеними. Промисловість постійно потребує нових рішень для виготовлення легких, міцних і термостійких конструкцій. Особливо це стосується компонентів зі сплавів титану, які працюють в умовах високих температур, змінних навантажень і агресивного середовища [2]. Титановий сплав ВТ6 системи легування  $Ti-6Al-4V$  є одним із найпоширеніших у промисловості завдяки поєднанню високої міцності, термо- та корозійної стійкості [3]. Такі властивості забезпечують його широке використання в авіаційній, енергетичній та медичній галузях.

У сфері адитивного виробництва спостерігається інтенсивний розвиток технологій, що реалізуються на основі дротової подачі матеріалу – Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM), Wire-based Directed

Energy Deposition (wire-DED), Laser Metal Deposition (LMD), а також порошкових методів – Selective Laser Melting (SLM), Electron Beam Melting (EBM) [4]. У [5] досліджено тонкостінні зразки зі сплаву  $Ti-6Al-4V$ , які виготовлені методом wire-DED. Цей метод вирізняється обмеженою роздільною здатністю, що ускладнює його застосування для виготовлення тонкостінних виробів зі складною формою. Як зазначено в [6], технологія wire-DED має нижчу точність формоутворення порівняно з порошковими методами, такими як SLM та EBM. Зазначені технології як джерело енергії використовують лазерний або електронний промінь, що забезпечує стабільне плавлення порошку та точну геометрію виробу. У [7] порівнюються механічні, мікроструктурні та електрохімічні властивості зразків зі сплаву  $Ti-6Al-4V$ , які виготовлені за технологіями EBM та SLM. Показано, що EBM забезпечує вищу міцність, рівномірне видовження, сприятливішу мікроструктуру, стабільний температурний режим і роботу у середовищі високого вакууму, що особливо важливо для хімічно активних титанових сплавів [3]. Водночас порівняльний характер дослідження не дозволив визначити параметри друку для конкретних типів виробів. Низка технічних питань залишається відкритою для подальших досліджень.

У [8] розглянуто вплив параметрів EBM на властивості виробів зі сплаву  $Ti-6Al-4V$ . Автори визначили технологічні режими, що забезпечують оптимальну морфологію та стабільну структуру

© В.А. Матвійчук, В.М. Нестеренков, М.О. Сисосв

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND <https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

ру матеріалу. У [9] досліджено вплив параметрів ЕВМ на мікроструктуру та мікротвердість титанових сплавів. Показано, що сплав Ti-6Al-4V формує щільну литу структуру з пластинчасто-гольчастою  $\alpha'$ -фазою та рівномірним розподілом мікротвердості. Водночас дослідження не охоплює тонкостінні компоненти, які більш чутливі до термічних градієнтів і локальних дефектів.

Попередні дослідження демонструють переваги ЕВМ над іншими методами (SLM, wire-DED), проте залишають відкритими питання оптимізації технологічних параметрів для тонкостінних виробів, які є чутливішими до термічних градієнтів і локальних дефектів. Саме тому актуальним є визначення закономірностей впливу параметрів ЕВМ на формування структури та властивостей тонкостінних компонентів зі сплаву титану VT6.

Таким чином, проведення досліджень у цьому напрямі має як наукове значення – розкриття механізмів структуроутворення та фазових перетворень, так і прикладну цінність – забезпечення виготовлення виробів з однорідною структурою, стабільними властивостями та високою відтворюваністю результатів у промислових умовах.

**Метою дослідження** є вивчення закономірностей утворення тонкостінних зразків, виготовлених методом ЕВМ із порошку титанового сплаву VT6.

Для досягнення мети були поставлені наступні задачі:

- дослідити морфологію поверхонь тонкостінних зразків;
- визначити їхню макро- та мікроструктуру;
- дослідити хімічний і фазовий склад;
- виміряти мікротвердість;
- визначити режими друку, що забезпечують формування найкращого структурного стану.

**Об'єктом дослідження** є процес формування структури та механічних властивостей тонкостінних виробів, виготовлених методом ЕВМ із порошку титанового сплаву VT6.

**Матеріали та устаткування.** У роботі задіяли порошок титанового сплаву VT6, отриманий методом ротаційного плазмового розпилення пруткової заготовки на обладнанні ТОВ «Мультіфлекс» (Україна) [10]. Гранули порошку мають сферичну форму діаметром 40...160 мкм, що забезпечує високу насипну щільність, плинність і рівномірне плавлення під час друку. Хімічний склад порошку наведено в табл. 1.

Дослідні зразки виготовляли методом ЕВМ на експериментальному устаткуванні, розробленому в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. Детальний опис обладнання, технологічних параметрів та алгоритмів управління наведено в [11, 12].

Процес друку здійснювали у вакуумній камері з робочим тиском  $10^{-2}$  Па. Прискорювальна напруга електронно-променевої гармати становила 60 кВ. Послідовність операцій, етапи виготовлення зразків, технологічні параметри друку визначали на основі попередніх досліджень [12]. Задіяли п'ять режимів швидкості переміщення електронного променя в діапазоні 500...6000 мм/с. Вибір зазначеного діапазону є як технологічно, так і економічно обґрунтованим, оскільки забезпечує оптимальне поєднання якості виробів та ефективності процесу. Товщина порошкового шару становила 100 мкм, стратегія сканування обрана двонаправленою з кроком зміщення траєкторії 0,2 мм, при цьому напрямок сканування кожного наступного шару змінювали на  $90^\circ$ . Ефективний діаметр пучка електронів визначався струмом динамічного

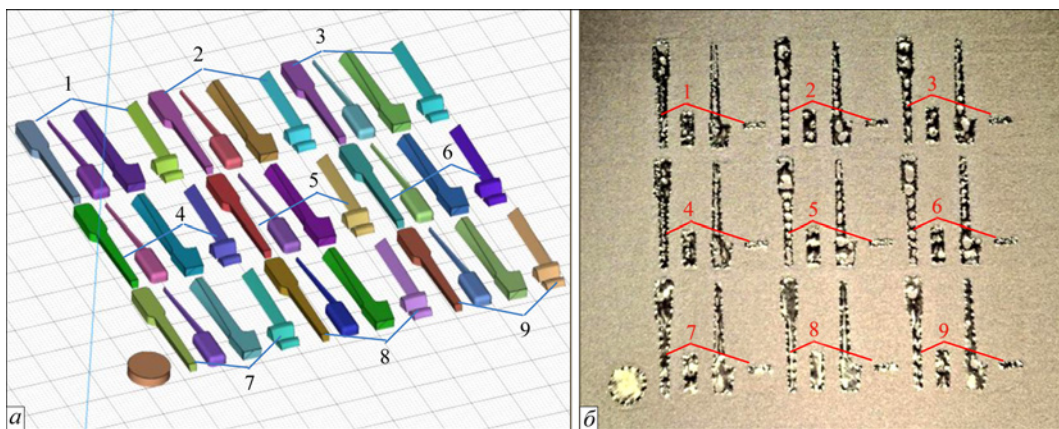


Рис. 1. Моделі та вироби: *а* – модель збірки; *б* – дослідні вироби, 1–9 – групи зразків

**Таблиця 1.** Хімічний склад порошку VT6 згідно з ТУ У 24.4-31914753-001:2018 [10]

Склад легуючих елементів, мас. % часток				Склад домішок, мас. % часток			
Al	V	Fe	Ti	O	C	N	H
5,5...6,75	3,5...4,5	≤0,3	Основа	≤0,2	≤0,08	≤0,05	≤0,015

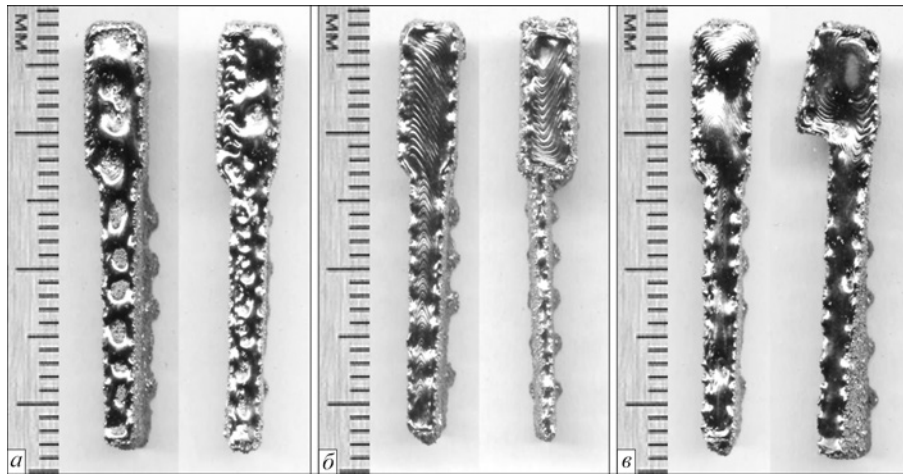


Рис. 2. Морфологія поверхні зразків: а – пориста, б – щільна, в – бугриста

фокусування. Для підвищення геометричної точності задіяли два зовнішні контури [13]. Під час друку температуру порошкового шару підтримували на рівні 680 °С [12].

Тривимірну модель виробів, яка містить фрагменти компонентів роторної групи газотурбінного двигуна, створено в програмі Materialise Magics. Реалізовано дев'ять груп зразків, кожна з яких відповідає окремому режиму друку (рис. 1, а).

Загалом надруковано 36 зразків (рис. 1, б) з геометричними параметрами: довжина – 30 мм, ширина робочої частини – до 2,5 мм, товщина задньої кромки – 5 мм, висота – 10 мм, з яких 5 мм становлять технологічні опори. Кожна з 9-ти груп містила по 4 зразки, які виготовлені з варіацією швидкості, густини енергії променя та фокусування.

**Методи досліджень.** Дослідження мікроструктури виконували традиційними методами. На електроерозійному верстаті здійснили поперечні різи. Зразки шліфували наждачним папером та полірували з алмазною суспензією. Поверхні травили водяним розчином 6 % HNO<sub>3</sub> та 2 % HF. Структури досліджували з використанням оптичного мікроскопа Carl Zeiss Jena. Цифрову обробку фотографій та кількісну оцінку мікродфектів здійснювали в програмі ImageJ. Аналіз топографії поверхні та фазового складу металу проводили за

допомогою скануючого електронного мікроскопа TESCAN VEGA 3 SBH EP із прискорювальною напругою 20 кВ. Хімічний склад і розподіл елементів у структурі металу визначали методом XRF із використанням спектрометра Bruker Quantax 610M у діапазоні атомних номерів від магнію (Z = 12) до урану (Z = 92). Фазовий аналіз здійснювали методом рентгенівської дифракції (XRD) із застосуванням дифрактометра Inel EQUINOX-1000 у ковзній геометрії під кутом падіння до поверхні 5°. Джерелом рентгенівського випромінювання був мідний анод (Cu Kα, λ = 0,15418 нм). Дифрактограми реєстрували в діапазоні 2θ = 30...80° із використанням радіального позиційно-чутливого детектора. Експериментальні дані обробляли у програмі Match!. Об'ємну частку фаз визначили методом Ритвельда. Мікротвердість визначали за методом Віккерса із застосуванням приладу ПМТ-3. Випробування проводили при навантаженні 0,1 кгс (0,98 Н) з витримкою 10 с. Вимірювання здійснювали з кроком 250 мкм у межах поперечного перерізу, виконуючи по одному відбитку в кожній контрольній точці.

**Результати досліджень та їхнє обговорення.** *Дослідження морфології поверхні зразків.* Стан поверхні зразків (рис. 1, б) оцінювали візуально. Первинний огляд дозволив класифікувати зразки за морфологією поверхні на три типи: пористі

Таблиця 2. Технологічні параметри друку та тип морфології поверхні зразків

Група (рис. 1)	Параметри променя				Тип морфології поверхні
	Швидкість, мм/с	Потужність, Вт	Густина енергії, Дж/мм <sup>3</sup>	Струм динамічного фокусування, А	
1	6000	2160	18	0	Пориста
2	2000	1000	25	0,83	Пориста
3	2000	1000	25	0	Пориста
4	4000	1760	22	0	Пориста
5	4000	1760	22	0,83	Пориста
6	4000	1760	22	0,55	Пориста
7	1000	900	45	0	Бугриста
8	500	400	40	0	Щільна
9	1000	900	45	1,11	Бугриста

(рис. 2, *а*), щільні (рис. 2, *б*) та бугристі (рис. 2, *в*). Технологічні параметри друку та відповідний стан морфології поверхні зразків наведено в табл. 2.

Аналіз даних (рис. 1, *б*, табл. 2) показав, що кращий (бездефектний) стан поверхні відповідає щільній морфології, що спостерігалася у зразків групи № 8, які надруковані зі швидкістю променя 500 мм/с. Бугристий тип морфології характерний для зразків з груп №№ 7 та 9, що виготовлені зі швидкістю променя 1000 мм/с. Пориста морфологія з великою кількістю дефектів є характерною для зразків з груп №№ 1–6, які виготовлені зі швидкістю променя в діапазоні 2000...6000 мм/с.

За даними рис. 1, *б* та табл. 2 встановлено, що морфологія поверхні істотно залежить від швидкості переміщення електронного променя та його потужності. Натомість вплив параметрів фокусування виявився менш значущим. Отримані результати пояснюються особливостями теплових процесів у зоні плавлення. При високих швидкостях переміщення (2000...6000 мм/с) потужність променя була надмірною, що призводило до надлишкового тепловкладення та формування пористої поверхні. Бугриста морфологія, яка є характерною для швидкості 1000 мм/с, може бути пов'язана з локальним перегрівом, що спричиняє нерівності на поверхні. Натомість при зниженні швидкості до 500 мм/с забезпечується оптимальний баланс між потужністю та швидкістю променя.

Для подальших досліджень відібрано по одному зразку з груп №№ 1, 3, 4, 7 і 8 (табл. 2), що охоплює весь діапазон досліджуваних режимів швидкості.

**Дослідження структури зразків.** Окрім стану поверхні, важливою характеристикою матеріалу є його мікроструктурний стан. Аналіз шліфів (рис. 3) виявив наявність дефектів у вигляді мікропор. Оцінку дефектів здійснювали шляхом цифрової обробки мікрофотографій, що дозволило визначити їхню кількість, розміри та площу. Результати вимірювань наведено в табл. 3.

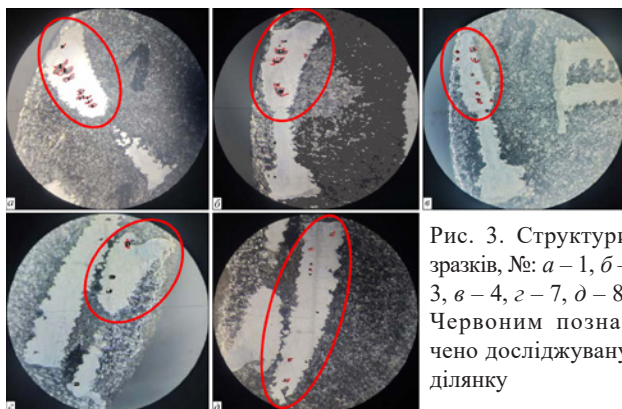


Рис. 3. Структури зразків, №: *а* – 1, *б* – 3, *в* – 4, *г* – 7, *д* – 8. Червоним позначено досліджувану ділянку

Аналіз даних табл. 3 дозволив встановити, що зразки №№ 1, 3 і 4 мають значну кількість дефектів – від 10, та пористу морфологією поверхні (табл. 2). Середня площа дефектів становила 9124...18294 мкм<sup>2</sup> із середнім розміром 110...156 мкм (табл. 3). Зразок № 7 мав бугристий тип поверхні (табл. 2). Середня площа дефектів не перевищувала 7775 мкм<sup>2</sup> із середнім розміром 102 мкм. Кількість виявлених пор становила лише три (табл. 3). Зразок № 8 відзначався щільною поверхнею (табл. 2) з мінімальною кількістю дефектів – 5 пор, середня площа яких не перевищувала 7377 мкм<sup>2</sup> із середнім розміром 99 мкм (табл. 3).

Аналіз підтвердив чітку кореляцію між морфологією поверхні (рис. 2) та внутрішньою дефектністю (табл. 3). Підвищена кількість і площа дефектів у зразках із пористою морфологією свідчить, що стан поверхні може бути індикатором внутрішньої структури. Зменшення дефектності у зразках №№ 7 та 8 демонструє можливість оптимізації параметрів друку для досягнення стабільної структури з мінімальними дефектами. Для подальших досліджень відібрано зразки №№ 7 та 8, оскільки вони мають найкращий стан поверхні, мінімальну площу та кількість дефектів.

Металографічними дослідженнями зразка № 7 при збільшенні  $\times 50$  встановлено, що структура металу складається з кристалітів із різним ступенем травлення завширшки 40...300 мкм (рис. 4, *а*). Структура демонструє виражену зональність, яка виникає внаслідок локальних термічних градієнтів та неоднорідного охолодження. На макрорівні (рис. 4, *а*) спостерігається груба, неоднорідна структура, яка складається зі стовпчастих кристалітів  $\alpha$ -фази та залишків  $\beta$ -фази, яка не встигла трансформуватися. На мікрорівні (рис. 4, *б*) виявлено витягнуті  $\alpha$ -пластини, орієнтовані в одному напрямку, між якими простежуються тонкі прошарки  $\beta$ -фази. Така морфологія свідчить про мартенситну трансформацію  $\beta$ -фази внаслідок швидкого охолодження у верхніх шарах. SEM-зображення (рис. 4, *в*) підтверджує наявність корзиноподібної (basket-weave) структури з  $\alpha$ -пластинами завтовшки 0,8...1,5 мкм. Подібна неоднорідність може зумовлювати різницю у властивостях: дрібнозернисті ділянки з витягнутими  $\alpha$ -пластинами потенційно мають вищу твердість, тоді як грубозернисті області є більш схильним до локального руйнування через наявність пористості чи мікротріщин.

Дослідженнями зразка № 8 встановлено, що структура металу при збільшенні  $\times 50$  є більш збалансованою (рис. 4, *д*). Вона складається з криста-

Таблиця 3. Результати досліджень внутрішніх дефектів дослідних зразків

Зразок № (рис. 3)	Площа (S) та розмір (D) дефектів						Кількість визначених дефектів
	$S_{max}$ , мкм <sup>2</sup>	$D_{max}$ , мкм	$S_{min}$ , мкм <sup>2</sup>	$D_{min}$ , мкм	$S_{середнє}$ , мкм <sup>2</sup>	$D_{середнє}$ , мкм	
1	40477	232	3618	69	18294	156	10
3	40454	232	3182	65	14841	141	10
4	17699	154	3022	63	9124	110	11
7	20733	166	2647	59	7775	102	3
8	13064	132	3212	65	7377	99	5

літів із різним ступенем травлення завширшки 30...300 мкм, які ростуть у напрямку теплового потоку, тоді як  $\beta$ -фаза частково стабілізується в міжпластинчастому об'ємі. На мікрорівні при збільшенні  $\times 500$  (рис. 4, е) виявлено  $(\alpha+\beta)$ -структуру з  $\alpha$ -пластинами, між якими розташовані тонкі прошарки  $\beta$ -фази. SEM-зображення при збільшенні  $\times 5000$  (рис. 4, ж) підтверджує щільне упакування  $\alpha$ -пластин завтовшки 0,6...1,1 мкм та рівномірний розподіл  $\beta$ -фази, які формують збалансовану  $(\alpha+\beta)$ -морфологію (рис. 4, з). Така структура свідчить про стабільніші умови охолодження та рівномірніший тепловий цикл, що забезпечує кращу однорідність властивостей.

**Дослідження хімічного та фазового складу зразків.** Дослідження показали, що хімічний склад суттєво впливає на мікроструктуру зразків, особливо вміст Al, який визначає стабільність  $\alpha$ -фази та фазовий баланс.

За даними табл. 4 визначено, що у зразка № 7 концентрація Al (5,059 %) нижча за нормативний діапазон (5,3...6,8 %), що зумовлює зсув рівноваги в бік  $\beta$ -фази та структурну неоднорідність. У зразка № 8 вміст Al (5,644 %) відповідає нормі, за-

безпечуючи стабільну пластинчасту  $\alpha$ -фазу. Таким чином, зразок № 8 має необхідний хімічний склад для формування збалансованої  $(\alpha+\beta)$ -мікроструктури, тоді як зразок № 7 демонструє фазовий дисбаланс через дефіцит Al.

Рентгено-фазовий аналіз дозволив визначити фазовий склад зразків, а також оцінити ступінь кристалізації, чистоту структури та вплив хімічного складу на фазову рівновагу.

За результатами XRD (рис. 5, а) визначено, що зразок № 7 демонструє наявність  $\alpha$ -фази з гексагональною щільноупакованою решіткою та  $\beta$ -фази з кубічною об'ємноцентрованою структурою, де об'ємна частка  $\alpha$ -фази складає  $87 \pm 3 \%$ , а частка  $\beta$ -фази –  $13 \pm 3 \%$ . Як показано в [15], зменшення вмісту Al призводить до зсуву фазової рівноваги в бік  $\beta$ -фази та знижує морфологічну стабільність  $\alpha$ -фази, що може негативно впливати на механічні властивості.

Зразок № 8 демонструє чіткий збіг дифракційних піків з еталонними значеннями (рис. 5, б). Інтенсивність і чіткість рефлексів вказують на високу досконалість кристалічної будови фаз. Це є характерним для належно сформованої  $\alpha$ -фази,

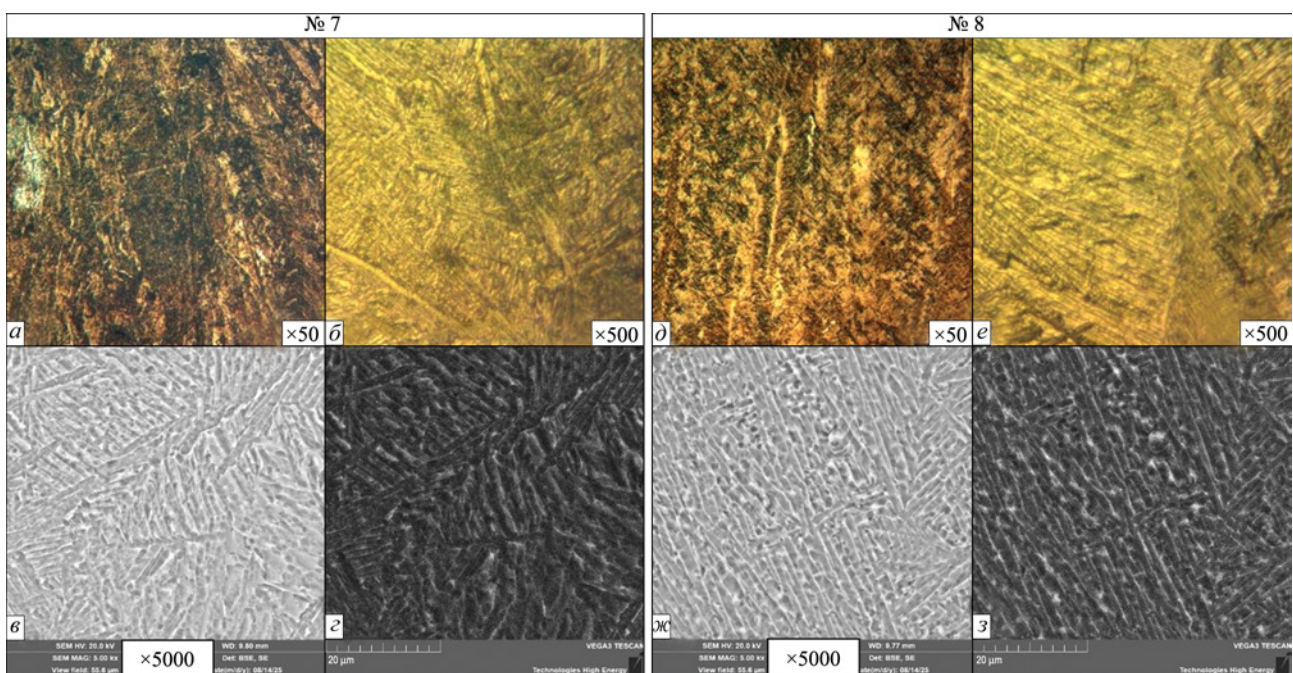


Рис. 4. Мікроструктури зразків: №7 (а – в); №8 (д – з)

Таблиця 4. Хімічний склад зразків (XRF), мас. % (Ті – основа)

Найменування	Хімічний елемент						
	Mg	Al	Si	V	Fe	Ni	Zr
Зразок №7	–	5,059	0,058	4,177	0,102	0,022	0,01
Зразок №8	–	5,644	0,062	4,091	0,104	0,046	0,0076
Сплав VT6 [14]	≤ 0,30	5,3...6,8	≤ 0,1	3,5...5,3	≤ 0,6	≤ 0,08	≤ 0,30

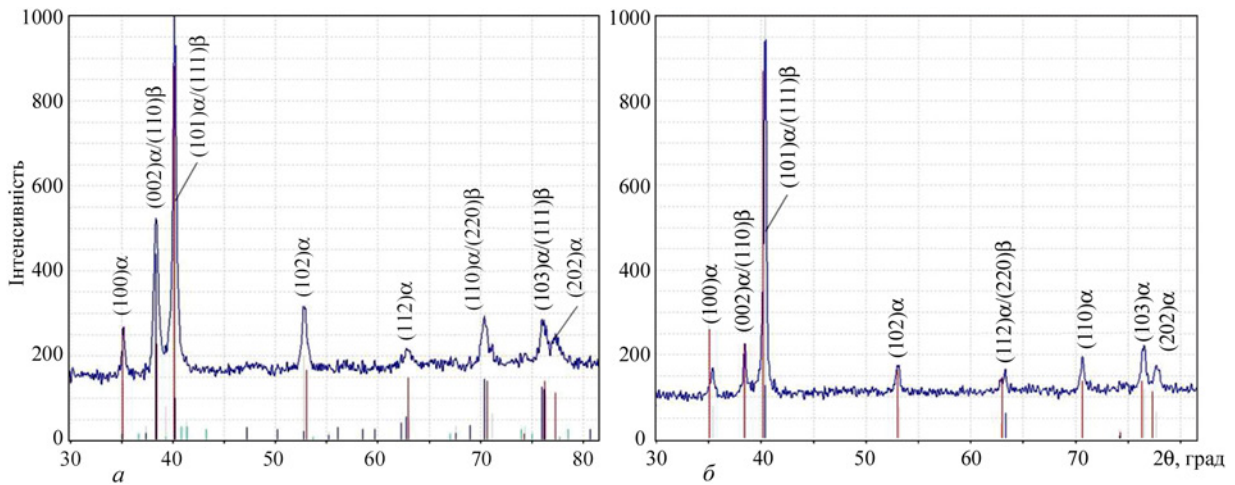


Рис. 5. Результати XRD зразків: а – №7; б – №8

об’ємна частка якої становить  $90 \pm 3 \%$ . Об’ємна частка  $\beta$ -фази складає  $10 \pm 3 \%$ . Отримане співвідношення  $\alpha$ - та  $\beta$ -фаз є характерним для сплаву VT6. Як показано в [7], висока кристалічність і відсутність аморфних ділянок є ознакою стабільного термічного режиму кристалізації при ЕВМ, що забезпечує однорідність фазового складу та покращені механічні властивості. Це узгоджується з результатами хімічного аналізу, де вміст Al і V у зразку № 8 перебуває в межах норми (табл. 4), що сприяє формуванню збалансованої  $(\alpha+\beta)$ -мікроструктури.

**Вимірювання мікротвердості зразків.** Для оцінки локальних механічних властивостей було проведено вимірювання мікротвердості зразків №№7 та 8 у межах поперечного перерізу.

Визначено, що на поверхні зразка № 7 мікротвердість становить  $HV_{0,1} = 1,3$  ГПа і поступово підвищується, досягаючи максимального значення  $HV_{0,1} = 2,3$  ГПа на відстані  $\sim 3,5$  мм (рис. 6). Це свідчить про структурну неоднорідність матеріалу, перехід від менш стабільної поверхневої зони до більш зміцненої внутрішньої структури. Така поведінка пояснюється фазовою нестабільністю та зниженим вмістом Al, що зумовлює локальні відмінності у співвідношенні  $\alpha$ - та  $\beta$ -фаз. Середнє значення мікротвердості зразка № 7 становить  $HV_{0,1} = 1,8 \pm 0,5$  ГПа і є зниженим порівняно з типовими показниками для сплаву VT6 [9].

Зразок № 8 демонструє значно вищий рівень твердості (рис. 6), який знаходиться в діапазоні  $HV_{0,1} = 2,8...4,2$  ГПа. Середнє значення мікротвер-

дості становить  $HV_{0,1} = 3,5 \pm 0,7$  ГПа, що узгоджується з характерними показниками для сплаву VT6 системи легування Ті–6Al–4V [9] та свідчить про належно сформовану  $(\alpha+\beta)$ -мікроструктуру. Флуктуації твердості можна пояснити локальними особливостями термічного циклу, що не впливає на загальну стабільність структури.

**Визначення режимів друку, що забезпечують формування найкращого структурного стану.** Результати комплексного аналізу підтвердили, що якість тонкостінних виробів істотно залежить від вибору технологічних параметрів ЕВМ. При визначенні режимів друку, які забезпечують формування найкращого структурного стану, встановлено, що зразок №8 вирізняється мінімальною дефектністю та збалансованою мікроструктурою з рівномірним розподілом фаз. Хімічний та фазовий склад і значення мікротвердості узгоджується з характерними показниками для сплаву VT6.

Друк зразка № 8 здійснювали зі швидкістю 500 мм/с та густиною енергії променя 40 Дж/мм<sup>3</sup>. Таким чином, реалізовані технологічні параметри можна вважати раціональними для виготовлення тонкостінних виробів зі сплаву VT6. Отримані результати узгоджуються з даними [7], де зазначено, що оптимізація швидкості променя та енергії в ЕВМ-процесі є ключовою для формування дрібнозернистої мікроструктури з мінімальним рівнем дефектів.

Попри отримані позитивні результати, дослідження має низку обмежень. Зокрема параметри друку досліджено лише для одного типу порошку.

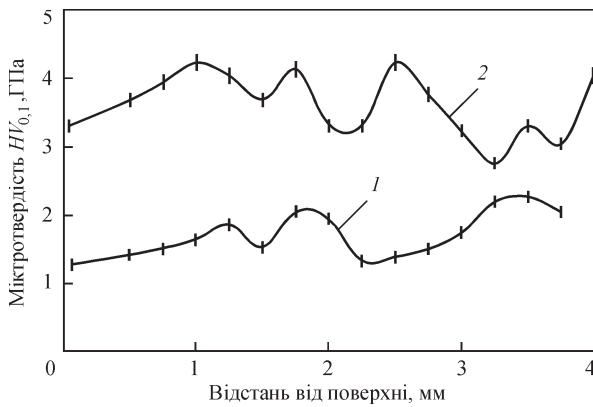


Рис. 6. Варіації мікротвердості ( $HV_{0,1}$ ) у зразків, №: 1 – 7, 2 – 8

Аналіз мікроструктури проводився локально, без урахування масштабного ефекту та складної форми виробів. Крім того, мікротвердість використано як оцінку локальної механічної поведінки без проведення повного комплексу механічних випробувань. Ці аспекти слід враховувати при практичному застосуванні отриманих рекомендацій, а також у подальших дослідженнях, спрямованих на підтвердження довготривалої експлуатаційної надійності виробів.

### Висновки

1. Параметри електронно-променевого адитивного процесу істотно впливають на якість формування тонкостінних виробів. Підвищені швидкості переміщення електронного променя в діапазоні 2000...6000 мм/с призводять до нестабільного плавлення та зростання пористості.

2. Встановлено взаємозв'язок між параметрами адитивного процесу, морфологією поверхні та рівнем внутрішньої дефектності зразків. Оптимізація режимів друку сприяє суттєвому зниженню пористості та формуванню одноріднішої двофазної ( $\alpha+\beta$ )-структури. Найкращі структурні показники продемонстрував зразок № 8, який вирізняється мінімальною дефектністю та збалансованою мікроструктурою з рівномірним розподілом фаз.

3. Визначено, що хімічний склад є визначальним чинником формування фазового стану та мікроструктурної стабільності сплаву ВТ6. Дефіцит Al (<5,3 %) у зразку № 7 зумовлює зсув фазової рівноваги в бік  $\beta$ -фази ( $\alpha$ -Ti –  $87 \pm 3$  %,  $\beta$ -Ti –  $13 \pm 3$  %) та підвищену структурну неоднорідність. Зразок № 8, хімічний склад якого відповідає нормативним вимогам, вирізняється збалансованим співвідношенням  $\alpha$ - та  $\beta$ -фаз ( $\alpha$ -Ti –  $90 \pm 3$  %,  $\beta$ -Ti –  $10 \pm 3$  %) і високою кристалічністю структури.

4. Вимірювання мікротвердості підтвердили істотний вплив мікроструктурного стану на локальні механічні властивості сплаву ВТ6. Зразок

№ 7 вирізняється зниженими та нерівномірними значеннями твердості  $HV_{0,1} = 1,8 \pm 0,5$  ГПа, що обумовлено фазовим дисбалансом та структурною неоднорідністю. Зразок № 8 демонструє вищий рівень мікротвердості  $HV_{0,1} = 3,5 \pm 0,7$  ГПа, що відповідає збалансованій ( $\alpha+\beta$ )-структурі, та узгоджується з характерними показниками для сплаву ВТ6. Флуктуації твердості можна пояснити локальними особливостями термічного циклу, що не впливає на загальну стабільність структури.

5. Режим друку зразка № 8 можна вважати найбільш раціональним з точки зору формування найкращого структурного стану. Застосування режиму зі швидкістю переміщення променя 500 мм/с і густиною енергії 40 Дж/мм<sup>3</sup> забезпечує для тонкостінних виробів зі сплаву ВТ6 щільну поверхню, збалансовану ( $\alpha+\beta$ )-мікроструктуру та механічні властивості, які узгоджуються з літературними даними.

### Фінансування

Фінансування роботи здійснювалось у рамках цільової програми наукових досліджень Національної академії наук України за темою «Розроблення ресурсозберігаючих електронно-променевих та плазово-дугових адитивних технологій виготовлення виробів для авіаційної і ракетної техніки військового призначення з високоміцних титанових сплавів» (номер державної реєстрації 0125U000353).

### Подяка

Автори вдячні ТОВ «Технології високих енергій» (Київ, Україна) за технічну підтримку у проведенні досліджень.

### Список літератури/References

1. Radhika, C. et al. (2024) A review on additive manufacturing for aerospace application. *Mater. Res. Express*, 11(2), 022001. DOI: <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ad21ad>
2. Thomas, D., Gleadall, A. (2022) Advanced metal transfer additive manufacturing of high temperature turbine blades. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 120, 6325–6335 DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-022-09176-2>
3. Whittaker, M. (2011) *Titanium in the gas turbine engine, book advances in gas turbine technology*. ISBN 978-953-307-611-9, 315–335, DOI: <https://doi.org/10.5772/21524>
4. Drummer, D., Schmidt, M. (2025) *Progress in powder based additive manufacturing*. Springer Tracts in Additive Manufacturing. eBook ISBN 978-3-031-78350-0, DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-031-78350-0>
5. Wang, F., Williams, S., Colegrove, P. et al. (2013) Microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured Ti-6Al-4V. *Metal. Mater. Trans. A*, 44, 968–977. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-012-1444-6>
6. Kishor, G., Mugada, K.K., Mahto, R.P. (2025) Wire arc additive manufacturing of titanium alloys for enhancing mechanical properties and grain-refinement. *Met. Mater. Int.*, 32, 50–80. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12540-025-02004-8>
7. Romero Reséndiz, L., Sánchez Cano, T., Naem, M. et al. (2024) Mechanical and electrochemical properties

- comparison of additively manufactured Ti-6Al-4V alloys by electron beam melting and selective laser melting. *J. of Materials Engineering and Performance*, **33**, 9028–9038. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-024-09486-4>
8. Matviichuk, V., Nesterenkov, V., Berdnikova, O. (2022) Determining the influence of technological parameters of the electron-beam surfacing process on quality indicators. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, **1**, 21–30. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2024.297773>
  9. Matviichuk, V., Nesterenkov, V., Berdnikova, O. (2024) Determining the influence of technological parameters of electron beam surfacing process on the microstructure and microhardness of Ti-6Al-4V alloy. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, **1**, 15–21. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2024.297773>
  10. Порошкові матеріали виробництва ТОВ «МУЛЬ-ТІФЛЕКС» [Електронний ресурс]. Режим доступу: <https://powdermet.com.ua/> (дата звернення: 23.02.2026). Powder materials produced by LLC «MULTIFLEX» [Electronic resource]. Access mode: <https://powdermet.com.ua/> (access date: 23.02.2026) [in Ukrainian].
  11. Matviichuk, V.A., Nesterenkov, V.M., Berdnikova, O.M. (2022) Additive electron beam technology for manufacture of metal products from powder materials. *The Paton Welding J.*, **2**, 16–25. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2022.02.03>
  12. Matviichuk, V. (2025) *Additive electron-beam technologies for the production of metal products by the method of layer-by-layer melting using powder materials*. Thesis for Scientific Degree of Candidate of Technical Sciences. DOI: <https://doi.org/10.13140/RG.2.2.26234.61129>
  13. Pan Wang, Wai Jack Sin, Mui Ling Sharon Nai, Jun Wei (2017) effects of processing parameters on surface roughness of additive manufactured Ti-6Al-4V via electron beam melting. *Materials*, **10**(10), 1121. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma10101121>
  14. VT6-Grade 5 [Електронний ресурс]. Режим доступу: <https://evek.org/vt6-vt6s-vt6ch-splav-truba.html> (дата звернення: 23.02.2026)
  15. Sahoo, S., Joshi, A.P., Yazar, K.U. et al. (2026) Fine-scale microstructure, elemental distribution, and dislocation substructure formation and their influence on post-deposition phase transformation in additive manufacturing of Ti-6Al-4V Alloy. *J. of Materials Engineering and Performance*, **35**, 7411–7429. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-025-12207-0>

## INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL PARAMETERS OF ADDITIVE ELECTRON-BEAM PROCESS ON THE PROPERTIES OF THIN-WALLED PRODUCTS MADE OF VT6 ALLOY

V.A. Matviichuk, V.M. Nesterenkov, M.O. Sysoev

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine.  
E-mail: [vl.matviichuk@gmail.com](mailto:vl.matviichuk@gmail.com)

The object of the study is the process of forming the structure and mechanical properties of thin-walled products manufactured by additive electron-beam technology (EBM) from titanium alloy powder VT6 of the Ti–6Al–4V alloying system. The alloy is widely used in industry due to its high weldability, strength and fatigue resistance. As a raw material, spherical titanium alloy powder VT6 with a particle size of 40...160 μm, obtained by the method of rotary plasma spraying, was used. A computer model was created in the Materialise Magics program, according to which 36 samples were printed with beam speeds in the range of 500...6000 mm/s. It was found that a beam speed of 500 mm/s in combination with an energy density of 40 J/mm<sup>3</sup> ensures complete fusion of the powder layer, stable shaping and controlled thermal conditions. This contributes to the formation of a balanced (α+β)-microstructure with an acicular morphology of the α-phase with an α-plate thickness of 0.5...1.5 μm. The volume fraction of α-Ti is 90 ± 3%, β-Ti – 10 ± 3%. The microhardness level of the samples is HV0.1 = 3.5 ± 0.7 GPa. The obtained results demonstrate that the combination of high-quality powder material and rational printing mode provides high process reproducibility, structural stability and suitability of the technology for the manufacture of thin-walled products. 15 Ref., 4 Tabl., 6 Fig.

*Keywords: additive technology, electron beam, titanium alloy VT6, Ti-6Al-4V, thin-walled products, technological parameters, microstructure, chemical composition, microhardness*

### ORCID

Матвійчук В.А. – <https://orcid.org/0000-0002-9304-6862>, Нестеренков В.М. – <https://orcid.org/0000-0002-7973-1986>, Сисоев М.О. – <https://orcid.org/0009-0002-0654-3914>

### КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

### АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

В.А. Матвійчук

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: [vl.matviichuk@gmail.com](mailto:vl.matviichuk@gmail.com)

### РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

В.А. Матвійчук, В.М. Нестеренков, М.О. Сисоев (2026) Вплив технологічних параметрів адитивного електронно-променевого процесу на властивості тонкостінних виробів зі сплаву VT6. *Автоматичне зварювання*, 02, 17–24. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.02.02>

### ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

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

Отримано 23.12.2025

Отримано у переглянутому вигляді 25.02.2026

Підписано до друку 10.04.2026

Оприлюднено 11.04.2026