

МІКРОСТРУКТУРА ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ДЕТАЛЕЙ ІЗ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ WAAM (Огляд)

Р.В. Селін, С.Л. Шваб, М.М. Димань

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

Адитивне виробництво (Additive Manufacturing) — це створення виробів, засноване на поетапному додаванні матеріалу на основу у вигляді плоскої платформи або осьової заготовки. Wire Arc Additive Manufacturing дуже перспективна технологія, що дозволяє виготовляти великогабаритні деталі складної форми з матеріалів з високою доданою вартістю. Ця технологія є частиною процесів адитивного виробництва, яка використовує металеві дроти в якості присадного матеріалу, а дугу, як джерело енергії. В даній оглядовій роботі розглянуто процес отримання деталей із титанових сплавів методом Wire Arc Additive Manufacturing, який має суттєві переваги перед іншими процесами адитивного виробництва — високі ефективність використання ресурсів та продуктивність, низьку вартість обладнання. Отримання деталей із високоміцних титанових сплавів за допомогою методу Wire Arc Additive Manufacturing дозволяє контролювати мікроструктуру титанових сплавів, що необхідно, оскільки високоміцні титанові сплави дуже чутливі до термічного циклу. Розглянуто різні методи контролю мікроструктури деталей із титанових сплавів, її властивості та вплив на механічні показники деталі. Бібліогр. 39, табл. 3, рис. 9.

Ключові слова: адитивне виробництво; WAAM; високоміцні титанові сплави; мікроструктура; механічні властивості

Адитивне виробництво (Additive Manufacturing) — це створення виробів, засноване на поетапному додаванні матеріалу на основу у вигляді плоскої платформи або осьової заготовки. Arc Direct Energy Deposition (DED-Arc), також відоме як Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM), — це дуже перспективна технологія, яка дозволяє виготовляти великогабаритні деталі складної форми з матеріалів з високою доданою вартістю. Ця технологія є частиною процесів адитивного виробництва, яка використовує металеві дроти в якості присадного матеріалу, а дугу, як джерело енергії. Процес WAAM має суттєві переваги перед іншими процесами адитивного виробництва, такі, як високі ефективність використання ресурсів та продуктивність і низька вартість обладнання.

Серед різних матеріалів сплави на основі титану все частіше застосовуються при WAAM завдяки їх використанню в аерокосмічній промисловості для виробництва планерних конструкцій.

Високоміцні двофазні титанові сплави (Ti-6Al-4V (BT6), BT22, BT23 та ін.) користуються великим попитом в авіакосмічній галузі завдяки високій питомій міцності, корозійній стійкості, стійкості до пошкоджень та сумісності з композитними матеріалами з графітового волокна [1]. Процес WAAM має ряд переваг перед іншими технологіями, включаючи: високий коефіцієнт використання матеріалу [2] (99 %) та енергоефектив-

ність [3] (~ 70 %), нижчі капітальні витрати на обладнання, високі показники переносу металу [4].

Однією з найбільших проблем системи WAAM є алгоритм управління для забезпечення відповідності нанесеної геометрії з необхідною структурною цілісністю, що є дуже важливим параметром для отримання деталей із титанових сплавів з високими механічними властивостями.

Контроль мікроструктури отриманих деталей. Серед різних технологічних процесів виробництва деталей WAAM дозволяє краще контролювати мікроструктуру титанових сплавів. Це необхідно оскільки високоміцні титанові сплави дуже чутливі до теплової історії. Титановий сплав Ti-6Al-4V найбільше застосовувався і досліджувався під час способу WAAM. Як правило він складається з двох фаз: гексагональної щільно упакованої структури (hcp) — α -фази; об'ємноцентрованої кубічної структури (bcc) — β -фази. Різні температури та швидкість охолодження призводять до коливань мікроструктури на різній висоті отриманих деталей. Найпоширеніша мікроструктура включає тонку голкоподібну колонію або колонію відманштетних та кошиково-переплечених ламелей зерен α -морфологій [5]. Стовпчасті β -зерна попередніх шарів із границею α -зерен [6] також є яскраво вираженими небажаними ознаками, що спричиняють передчасне руйнування при поперечному навантаженні [7]. Цю колоноподіб-

Р.В. Селін — <https://orcid.org/0000-0002-2990-1131>, С.Л. Шваб — <https://orcid.org/0000-0002-4627-9786>, М.М. Димань — <https://orcid.org/0000-0002-5886-1124>

ну структуру важко уникнути, оскільки в низьких концентраціях алюміній та ванадій мають високу розчинність у титані. Хоча зерна β -фази перетворюються у дрібнодисперсні зерна α -фази під час охолодження нижче температури β -перетворення, первинні зерна β -фази все ще можуть мати пагубний вплив на механічні властивості деталей, отриманих методом адитивного виробництва.

У роботі [8] встановлено взаємозв'язок між параметрами зварювального процесу та геометрією зерна для технології WAAM. Моделювання мікроструктури дозволило контролювати планування шляху, визначаючи оптимальні налаштування зварного шва і згодом шлях наплавлення разом з обраними параметрами процесу.

Автори роботи [8] маніпулювали змінними процесу для зменшення первинних β -зерен сплаву Ti-6Al-4V завдяки застосуванню імпульсного способу GTAW та зробили висновок, що співвідношення пікового/базового струмів та частоти імпульсів не мають значного впливу на отриману деталь. Однак рівновісні зерна були досягнуті з більш високою швидкістю подачі дроту, оскільки було забезпечено більше місця для зародження зерен, блокуючи стовпчасте зростання.

Загальна анізотропія деталей, отриманих адитивним виробництвом, та потенційна наявність небажаних фаз може значно зменшити механічні властивості як у нарощуванні, так і при наплавленні у поперечному напрямку, викликаючи необхідність контролю мікроструктури під час виробництва деталей. Потенційно нуклеюючі частинки використовуються в способі WAAM для вдосконалення мікроструктури та підвищення механічних властивостей сплавів на основі титану.

Додаючи невеликий відсоток бору (до 0,13 мас. %), автори [9] продемонстрували ефективність інокулянтів для усунення анізотропних мікроструктур сплаву Ti-6Al-4V. Бор мав значний вплив на морфологію β -зерен і утворення гілок TiB. Ці частинки були виявлені розпошеними

в мікроструктурі, що спровокувало зародження α -зерна та утворення ізотропної α -мікроструктури. Модифікований бором сплав показав збільшення деформаційного стану на 40 % при середньому значенні міцності 850 МПа [10].

В роботі [11] при виробництві деталей із сплаву Ti-6Al-4V було додано до 0,41 мас. % вуглецю. Щільність β -зерен збільшилась, а довжина α -пластини зменшилась. Вуглець є ефективним очищувачем у сплавах титану з гіперевтектичним складом, оскільки зароджує частинки TiC. Однак для гіпоевтектичних композицій зменшення зерен є результатом сегрегації розчиненої речовини вуглецю, зниження температури твердіння металу та створення постійного переохолодження для обмеження їх росту. Механічні властивості отриманих зразків з додаванням вуглецю та без, з невеликою кількістю вуглецю (0,03 мас. %), середньою (0,1 мас. %) та надмірною (0,41 мас. %) проілюстровано на рис. 1. У зразку, отриманому з 0,41 мас. % вуглецю, утворюється велика кількість карбідів, що значно погіршують механічні властивості, тоді як зразок із середньою кількістю вуглецю має підвищену міцність та пластичність — 9 та 30 % відповідно.

Подібним чином додавали кремній до чистого титанового дроту, сприяючи зменшенню розміру зерен, особливо у первинних зернах β -фази [11]. Однак кремній не повністю ліквідував стовпчасту структуру зерна. Натомість вони стали вужчими, подібними по довжині до зразків без кремнію. В цілому кремній сприяв переохолодженню та обмеженню зростання зерна, але подальше вдосконалення може бути можливим лише за допомогою додаткових потужних рафінаторів.

Технологію адитивного виробництва методом WAAM можна покращити використовуючи принцип пошарового наплавлення для «друку» деталей зі спеціальними мікроструктурами та складами [12]. Способом WAAM цього можна досягти легше, ніж іншими способами адитивного виробництва, використовуючи систему подвійного подавання дроту або активно керуючи тепловою історією виробу для кожного наплавленого шару [13]. Переваги цього підходу можуть включати: функціонально градуїровані властивості (наприклад, виготовлення компонентів з більш високим поверхневим окисленням або зносостійкістю у поєднанні з більш стійкою до повзучості серцевиною [14]); мікроструктури, спеціально розроблені для усунення тріщин; збільшення межі втоми та життєвого циклу виробу.

Наприклад, автори роботи [15] продемонстрували, використовуючи нову техніку плавлення електродів і метод гарячого ізостатичного пресування, що два типи мікроструктури можуть бути

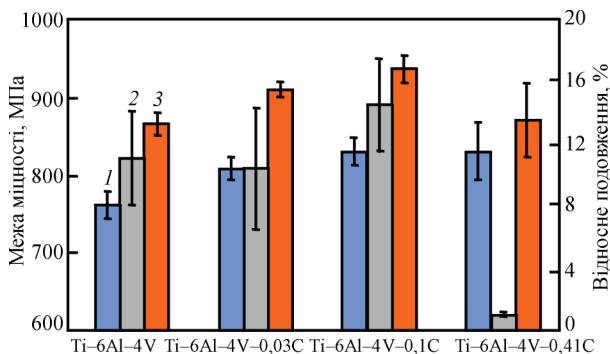


Рис. 1. Вплив добавок вуглецю на механічні властивості титанового сплаву Ti-6Al-4V: 1 — межа плинності; 2 — відносне подовження; 3 — межа міцності

розроблені для певних властивостей в одному компоненті, завдяки чому груба колонія α -фази може бути створена для районів, яким необхідні властивості стійкості до руйнування, а тонка відманштатна α -фаза може бути отримана для областей з високою межею плинності. На першому етапі для вивчення доцільності та обмежень подвійного сплаву методом WAAM було досліджено комбінацію твердих та м'яких сплавів із використанням легкодоступних матеріалів, а саме дротів із титанового сплаву Ti-6Al-4V (BT6) та технічно чистого титанового сплаву (BT1-0). Автори визначили, що додавання дроту зі сплаву BT6 вносить суттєві зміни в мікроструктуру отриманого виробу порівняно зі звичайними способами отримання і обробки кованого виробу [16, 17]. Зокрема, при WAAM великі стовпчасті β -зерна можуть проростати через багато наплавлених шарів, часто охоплюючи більшу частину висоти деталі. Ці грубі зерна еволюціонують шляхом епітаксійного вирощування зерен β -фази, які реформуються на межі плавлення при перегріванні вище температури β -перетворення. При способі WAAM умови твердіння сприяють колоноподібному зростанню внаслідок крутих теплових градієнтів та відсутності розподілу розчиненої речовини, що запобігає зародженню зерен перед фронтом твердіння [18, 19]. Зерна β -фази ростуть із напрямками кристалів $\langle 001 \rangle$ приблизно паралельно максимальному тепловому градієнту поверхні розплавленого шару, який за стабільних умов вирощування може створювати сильну текстуру волокна $\langle 001 \rangle$ [20, 21]. Пам'ять текстури також транслюється через відношення орієнтації Бюргерса (BOR) до α -фази при охолодженні, яка може бути шкідливою для механічної ізотропії [22] та тривалості життєвого циклу отриманої деталі [23].

Властивості мікроструктури отриманих деталей. Мікроструктуру та механічні властивості металу наплавленого шару деталей сплаву Ti-6Al-4V, виготовлених WAAM, досліджували автори роботи [24]. Спостерігалася шароватість мікроструктури дендритної будови і це було пов'язано з повторюваними тепловими циклами, які виникають під час пошарового зростання заготовки. Що стосується механічних властивостей, то було встановлено, що межа текучості та гранична міцність на розрив при процесі WAAM нижчі, ніж у кованому виробі. Однак спостерігалися подібні показники пластичності і середній термін служби втомив був значно вищим у заготовці, отриманій способом WAAM. В недавньому дослідженні автори роботи [25] дуже детально вивчали мікроструктурну смугу, виявлену в цьому сплаві, використовуючи як

багатомасштабні композиційні, так і автоматизовані засоби відображення зображень. Цей підхід дав докази слабкої мікросегрегації під час твердіння та пояснив походження такої мікроструктури.

При вивченні мікроструктури деталей із алюмініду титану (Ti-50Al) [25] використовували подвійну подачу присадного дроту (один дріт з чистого титану, другий з чистого алюмінію). Отриманий зразок мав хороше зчеплення між шарами осадження оскільки в основній масі не спостерігалася ніяких макротріщин. Формування опуклих смуг шарів відбувалося за рахунок часткового переплавлення попередньо осаджених шарів та повторення теплових циклів, що мали місце під час кожного наступного проходу осадження [26, 27].

Поперечний переріз може бути розподілений на різні області відповідно до яскравості травленої поверхні через зміну вмісту Al.

Типова дуплексна ($\alpha+\beta$)-мікроструктура (15 ат. % Al), що представлена на рис. 2, демонструє плазмоподібну відманштатну морфологію, причому більше пластин, як видається, походить від границі α -зерен. Трансформація β -фази призводить до α -ламелей, розділених збереженими β -ребрами. Морфологія (рис. 2, а) (30 ат. % Al) демонструє хвилясті границі зерен, що супроводжуються дрібними α_2 -пластинками всередині зерен. Подібна характерна мікроструктура (рис. 2, б) (37 ат. % Al) демонструє переплетення заплутаних границь зерен, а також кілька коротких голкоподібних та стрижневих α_2 -пластинок у внутрішніх частинах зерна. Крім того середній розмір зерен на рис. 2, в набагато менший, ніж на рис. 2, г, завдяки циклічній термічній обробці під час процесу осадження. Коли вміст Al перевищує 40 % мікроструктура суттєво змінюється, з'являються грубі зерна α_2 з дрібними γ -фазами, які більш-менш осідають на границях зерен та в самих зернах. На рис. 2, г показана крупнозерниста морфологія, що складається з ($\alpha_2 + \gamma$)-структури ламелей із границями зерен, покритих темною дрібнодисперсною γ -фазою, що представляє типовий склад при вмісті 43 % Al. Типова пластинчаста структура сплаву Ti-47Al, що складається з γ і α_2 , оточена поодинокими γ -інтердендритними фазами (рис. 2, д). Кут між пластинчастим напрямком і поверхнею дендриту становить близько 45° , що вказує на те, що первинна фаза все ще β -фаза при цьому складі [27]. Зі збільшенням складу Al до 50 % у самій верхній зоні мікроструктура представляє довгі темні дендрити, що мають пластинчасту природу, інкапсульовані в білу інтердендритну γ -фазу (рис. 2, е). Відповідно до бінарної діаграми TiAl твердіння металу слід завершити дендритною

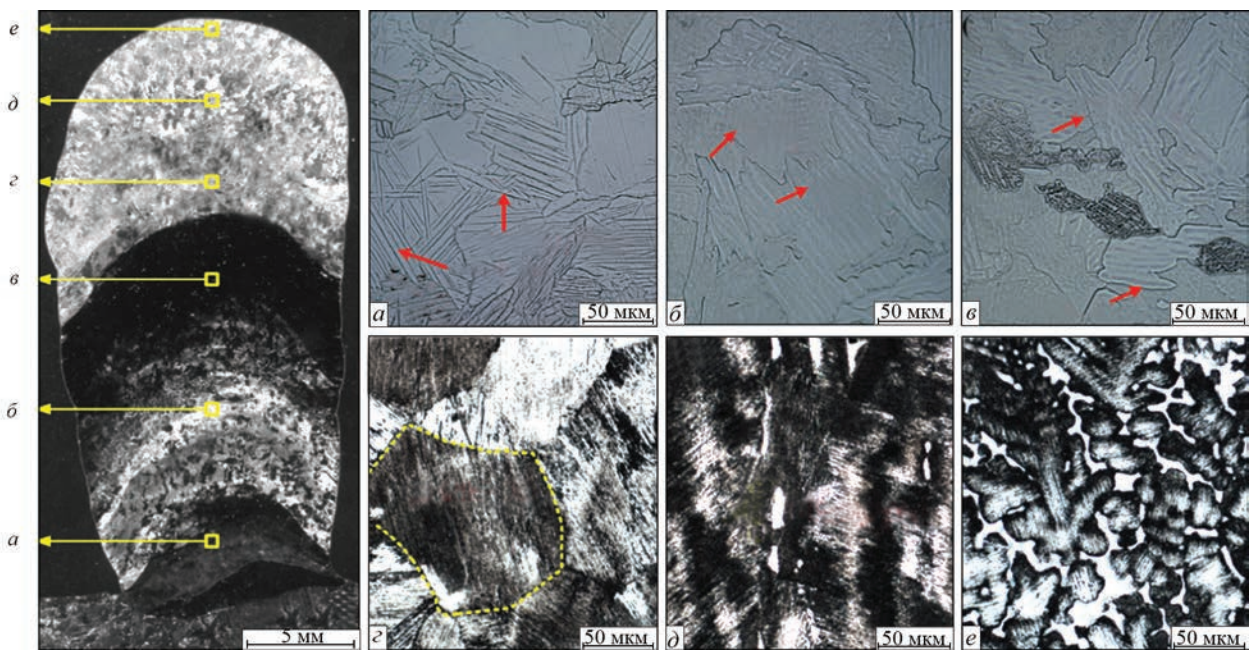


Рис. 2. Мікроструктура різних шарів деталі із алюмінію титану, отриманої методом WAAM

α -структурою, коли середній вміст Al становить 50 %, що цілком відрізняється від сплавів з вмістом 40...49 % Al [27]. Утворення інтердендритної α -фази вимагає зародження під час утворення α -фази з подальшим збагаченням алюмінію рідиною, яка остаточно застигає у вигляді γ -фази, α -дендрити перетворюються на ($\alpha_2 + \gamma$)-структуру ламелей під час охолодження твердого стану, а γ -фаза залишається інтердендритною.

Автори роботи [28] вивчали мікроструктуру деталей зі сплаву Ti-6Al-4V, що були отримані із використанням додаткового охолодження наплавлених шарів. На отриманій мікроструктурі спостерігалися дві чіткі α -фази — пластинчаста та голкоподібна. Більш голчаста α -фаза спостерігалася у деталях, при отриманні яких використовували додаткове охолодження між шарами. Загальновизнано, що осаджений матеріал охолоджується швидше, коли застосовується активне міжпрохідне охолодження, ніж природне. Високі місцеві швидкості охолодження можуть призвести до більш голкоподібної структури зі значним нерівноважним складом. Також було встановлено, що ламелі α -фази були подрібнені у випадку більш короткого термічного циклу, який не дає збільшуватись в розмірі α -ламелям. Рафіновані α -ламелі сприяють високій щільності дислокацій завдяки утворенню та розвитку більшої границі зерен. Для деталей двофазного сплаву Ti-6Al-4V, отриманих WAAM, твердість визначається насамперед фазовими структурами, границями зерен та розподілом дислокацій. З результатів, наведених авторами, видно, що рафіновані зерна α -фази та вторинні голкоподібні зерна α -фази отримані завдяки висо-

кій швидкості охолодження з інтервалом під час осадження. Попередні дослідження отримання деталей зі сплаву Ti-6Al-4V довели, що масивні голкоподібні зерна α -фази є більш твердими і мають вищу міцність, ніж ті, що мають пластинчасту структуру, а тим часом збільшення границь зерен при рафінуванні α -зерен може бути використано як потужні джерела запобігання руху дислокацій під час випробування на твердість. Отже, поєднуючи ефекти як мікроструктурної еволюції, так і різного розподілу α -морфології, активне додаткове охолодження між наплавленими шарами сприяє покращенню твердості матеріалу.

Механічні випробування деталей із титанових сплавів, отриманих методом WAAM. Як вже зазначалось вище, одним з перспективних матеріалів для методу WAAM є двофазний титановий сплав Ti-6Al-4V.

У дослідженні [29] представлені результати механічних випробувань деталей із титанового сплаву Ti-6Al-4V, отриманих цим методом (рис. 3).

Наплавляли заготовки розміром 150×50×5 мм, з яких вирізали зразки в горизонтальному та вертикальному напрямках плавки.

Проведено випробування на розтягнення, визначено межу міцності і відносне подовження (рис. 4).

Межа міцності при розтягуванні змінюється від 826 до 948 МПа в залежності від орієнтації зерен. Відносне подовження зразків при розтягуванні знаходиться в межах від 10 до 15 %. При порівнянні зразків, що були випробувані в горизонтальному та вертикальному напрямках, останні показали більш високу пластичність.

Пластичність набагато гірша при випробуваннях в горизонтальному напрямку, поперек напрямку росту β -зерна. Ця орієнтаційна залежність пластичності в основному є результатом анізотропних властивостей методу WAAM.

Результати випробувань на твердість показали розкид значень по областях. Мікротвердість в нижніх та верхніх областях трохи вище, ніж в середніх (рис. 5). На це може впливати кількість домішок. Крім того, твердість зразків Ti-6Al-4V, отриманих методом WAAM, в основному визначається твердим розчином та границями зерен [29, 30]. Сплави в нижній частині мають більш високу швидкість охолодження, що призводить до збільшення границь зерен і дислокацій. Більш того, мікроструктура у верхній області складається з великої кількості мартенситної α' -структури, яка зазвичай твердіше і має більш високу міцність, ніж в середній області.

В роботі [31] приведені порівняльні механічні характеристики зразків, отриманих методом WAAM.

Досліджувана заготовка розміром $350 \times 100 \times 32$ мм виготовлена з використанням двох окремих джерел подачі дроту діаметром 1,2 мм. Використовували дроти з титанових сплавів СРТі та Ті64, номінальний склад яких наведено в табл. 1.

Плоскі зразки для випробувань на розтягнення виготовляли (рис. 6, а) з орієнтаціями ND-TD

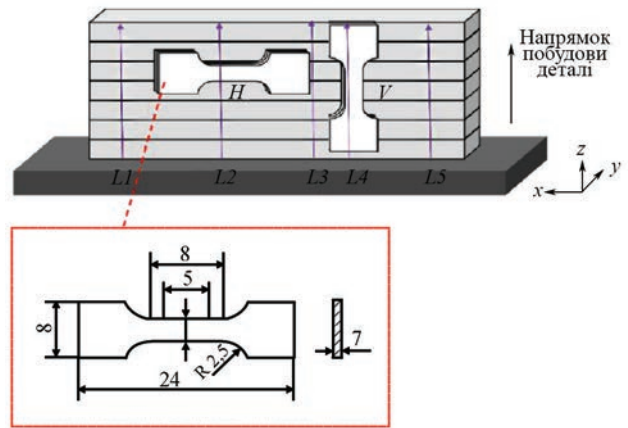


Рис. 3. Схема горизонтального та вертикального напрямків вирізки зразків, отриманих методом WAAM, для механічних випробувань [29]

(паралельно вимірювальній довжині) та WD-TD (перпендикулярно площині зразка). Зразки випробували при кімнатній температурі з номінальною швидкістю $0,05 \text{ хв}^{-1}$ до руйнування.

Зразки для випробувань на тріщиностійкість були виготовлені як показано на рис. 6, б. Для задоволення умов в'язкості руйнування при простій деформації (K1C), визначених ASTM E399 [32], зразки цієї конструкції повинні мати товщину більше 40 мм. Отримати адитивними технологіями зразки такої товщини не вдалося, тому автори роботи [33] використовували значення KQ. Зраз-

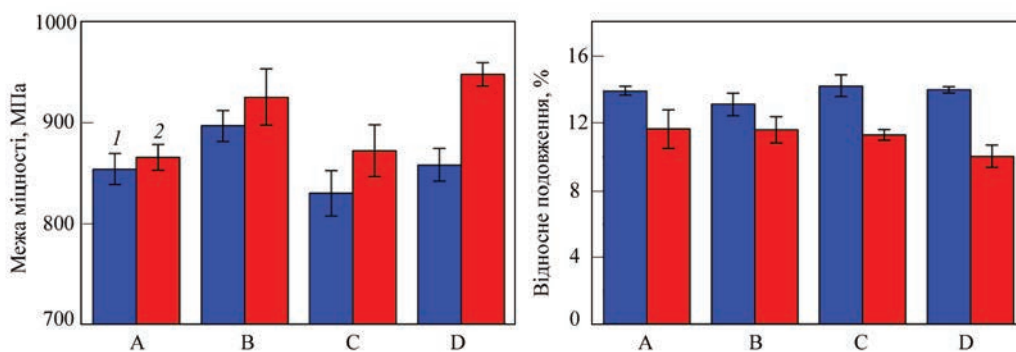


Рис. 4. Результати випробувань на розтягнення зразків (A, B, C, D) в вертикальному (1) та горизонтальному (2) напрямках: а — межа міцності; б — подовження [29]

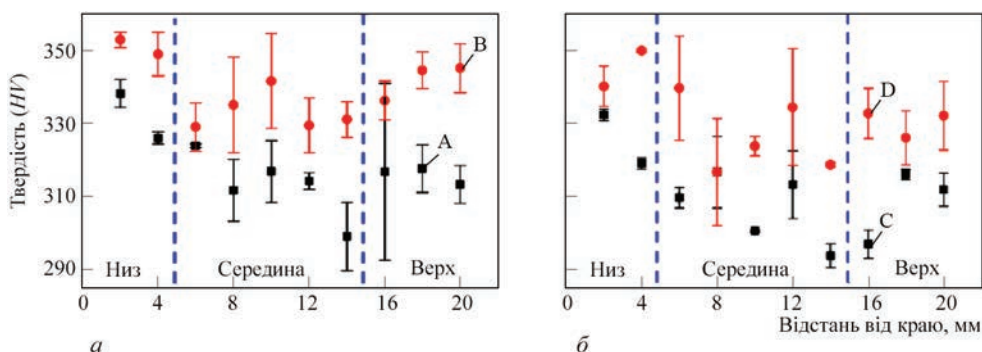


Рис. 5. Розподіл мікротвердості зразків, отриманих методом WAAM: а — зразки, вирізані в горизонтальному напрямку (A, B); б — вертикальному (C, D) [29]

Таблиця 1. Хімічний склад дротів з титанових сплавів СРТі та Ti64, мас. %

| Матеріал | Ti | Al | V | Fe | O | N | C |
|----------|------|------|------|------|------|------|------|
| Ti64 | 89,7 | 6,09 | 3,92 | 0,19 | 0,14 | 0,01 | 0,01 |
| СРТі | 99,0 | – | – | 0,05 | 0,11 | →– | 0,03 |

ки виготовляли з орієнтаціями WD-ND — напрямком, що відповідає напрямку росту тріщини, та ND-WD — напрямком перпендикулярний площині тріщини зразка, тобто зразки отримували з тріщинами, що поширюються паралельно (в площині) і перпендикулярно нанесеним верствам. Всі випробування були виконані відповідно до стандарту ASTM E399 при 22 °С і вологості 50 % із середньою швидкістю навантаження 38 кН/хв.

Усереднені дані випробувань на розтягнення наведені в табл. 2. Результати показують, що, подібно до інших безперервно армованих композитних матеріалів [34], автори роботи [35] отримали кращі механічні характеристики при випробуванні в напрямку, паралельному поєднанню доріжок сплаву (WD), в порівнянні з випробуваннями в напрямку, перпендикулярному нанесеним доріжкам (ND). З рис. 7 видно, що умовні напруги 0,2 % були приблизно на 20 % вище в напрямку руху WD-TD в порівнянні з напрямком ND-TD. Це приблизно на 270...300 МПа нижче, ніж для порівняної монолітної стінки WAAM шириною в один валик з Ti64, але на 60 % вище, ніж для типової литої деталі СРТі (табл. 2).

З літературних джерел відомо, що в зразках, отриманих методами селективного лазерного плавлення і електронно-променевою плавкою, межа плинності знаходиться на рівні 360...555 МПа [36, 37], в той час як ковани продукти СРТі зазвичай мають більш низькі показники (275...410 МПа) [38]. Плинність спочатку відбувалася в найслабшій з присутніх фаз, яка потім швидко твердне і через обмеження передає навантаження на більш міцні і високолеговані області.

У дослідженні [39] описані випробування алюмініду титану із заданим діапазоном складу від чистого Ti до Ti–50 ат. % Al.

Для виготовлення зразка використовували дріт з чистого титану діаметром 1,0 мм і алюмінієвий дріт діаметром 0,9 мм. Основні параметри процесу відображені в табл. 3. Отримана заготовка має розміри, мм: висота — 25, довжина — 130, ширина — 10, склад варіювався вздовж напрямку осадження (вісь z). На рис. 8 показано напрямком вирізки зразків для механічних випробувань.

Випробування на розтягнення проводили в горизонтальній площині xy, а не в площині поперечного перерізу xz, оскільки мікроструктура і будова істотно більш однорідні в горизонтальній площині. Зразки відбирали на різній висоті від низу до середини частини стінки, щоб продемонструвати зміну властивостей при розтягуванні і об'ємної частки різних фаз в міру збільшення вмісту алюмінію. Випробування проводили на універсальній машині MTS370 при швидкості деформації

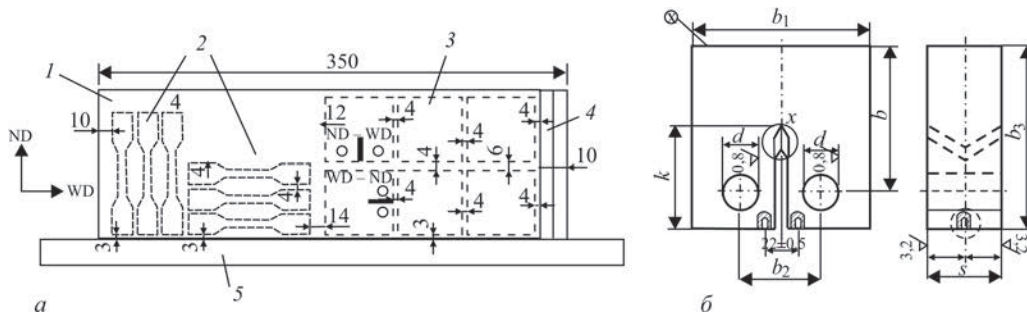


Рис. 6. Схематичне позначення напрямку вирізки зразків для випробувань на розтягнення (а) та тріщиностійкість (б) [31]: 1 — зразок; 2 — зразки для випробувань на міцність; 3 — на в'язкість руйнування; 4 — макрошліфи; 5 — підкладка із Ti64 (а); s — 20; b — 40; b₁ — 48; b₂ — 50; b₃ — 22; k — 28; d — 10 (б)

Таблиця 2. Порівняння механічних властивостей деталей із титанових сплавів СРТі та Ti64, отриманих різними методами адитивного виробництва

| Матеріал | Напрямок | $\sigma_{0,2}$, МПа | $\sigma_{0,7}$, МПа | Межа міцності, МПа | ϵ , % | K_q , МПа \sqrt{m} |
|-----------------|----------|----------------------|----------------------|--------------------|----------------|------------------------|
| AAC (СРТі–Ti64) | (ND) | 497 ± 11 | 548 ± 17 | 615 ± 18 | 12,8 ± 1,5 | 82,8 |
| | (WD) | 594 ± 19 | 648 ± 21 | 684 ± 18 | 19,7 ± 0,7 | 77,8 |
| Ti64 | (ND) | 810 ± 20 | – | 890 ± 10 | 20 ± 2 | 81,9 |
| | (WD) | 870 ± 30 | – | 920 ± 20 | 12 ± 5 | 73,9 |
| СРТі SLM | (ND) | 555 ± 3 | – | 757 ± 13 | 20 ± 2 | – |
| EBM | – | 360...390 | – | 460...490 | ~30 | – |
| СРТі | – | 275...410 | – | 345...550 | 15...35 | 66 |

0,05·с⁻¹. Навантаження прикладали в поздовжньо-му напрямку (вісь *x*у).

Значення межі міцності і межі текучості досягають своїх максимальних значень в зразку T5 (608 та 535 МПа відповідно), а потім поступово зменшуються (рис. 9). В зразках T1–T4 межа міцності і межа плинності збільшуються приблизно на 140 МПа через різке збільшення об'ємної частки α₂-фази. Пластичність залишається стабільною з незначними коливаннями. У порівнянні з T1 і T2 зразок T3 (в середньому 23,5 ат. % алюмінію) має більш високу міцність і більш низьку пластичність через переважання α₂-фази. Для T4 і T5 (вміст алюмінію від 27,1 до 31,3 ат. %) межа міцності продовжує збільшуватися і досягає максимального значення.

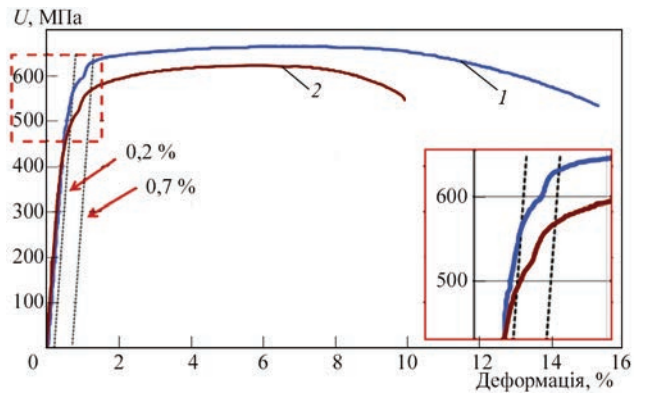


Рис. 7. Діаграма розтягу зразків, отриманих методами WAAM: 1 — напрямком WD-TD; 2 — ND-TD

Таблиця 3. Параметри процесу адитивного виробництва WAAM для сплаву Ti–Al [39]

| Вміст Al, % | Кількість шарів | Температура між шарами, °С | Струм, А | Швидкість зварювання, мм/хв | Швидкість подачі дроту, мм/хв | |
|-------------|-----------------|----------------------------|----------|-----------------------------|-------------------------------|--------------|
| | | | | | титанового | алюмінієвого |
| 20 | 1...3 | 400 | 120 | 100 | 1050 | 316 |
| 25 | 4...6 | | | | 1000 | 401 |
| 30 | 7...9 | | | | 950 | 490 |
| 35 | 10...12 | | | | 900 | 584 |
| 40 | 13...15 | | | | 850 | 682 |
| 45 | 16...18 | | | | 800 | 788 |
| 50 | 19...24 | | | | 650 | 783 |

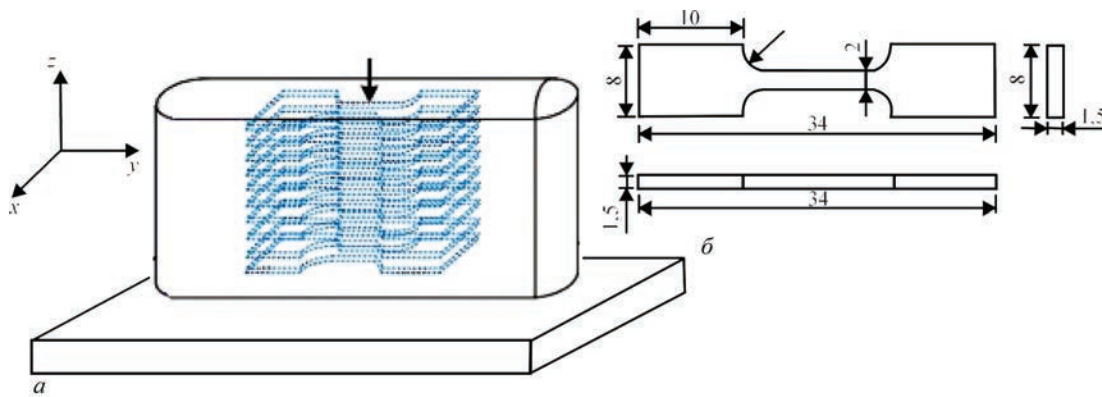


Рис. 8. Схематичне позначення вирізки зразків на розтягнення (а) та креслення зразка для механічних випробувань (б) [39]

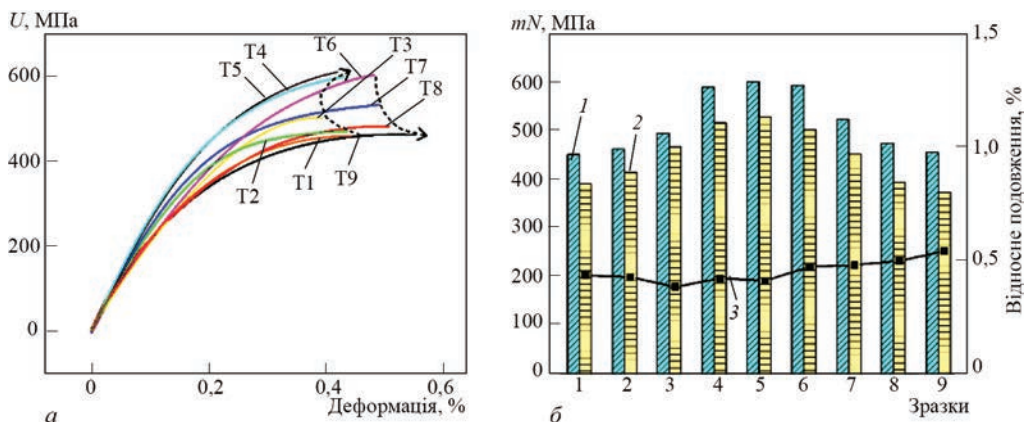


Рис. 9. Діаграма деформування зразків (T1–T9) зі сплаву TiAl, отриманих методом WAAM, при розтягненні (а) [39] та механічні властивості цих деталей (б): 1 — межа міцності; 2 — плинності; 3 — відносне подовження

Значення межі міцності у зразках Т5–Т7 значно падає, тоді як подовження трохи збільшується. При зменшенні межі міцності на 150 МПа межа плинності знижується на 163 МПа, а подовження збільшується на 0,2 % в результаті значного збільшення об'ємної частки фази. Зразок Т9, що містить в середньому 48,5 ат. % алюмінію, показує найнижчі значення межі міцності і межі текучості, але найвищу пластичність (462 МПа, 380 МПа і 0,56 % відповідно) (рис. 9).

Таким чином, як показав аналіз літературних джерел, для сплавів, отриманих методом WAAM, межа міцності сплаву Ti–6Al–4V знаходиться в межах 826...948 МПа, а твердість 295...355 HV; межа міцності у СРТі — 615...684 МПа, тимчасове значення в'язкості руйнування KQ знаходиться в інтервалі від 82 до 77 МПа·м^{1/2}; для алюмініду титану з діапазоном складу від чистого Ti до Ti–50Al, в залежності від вмісту алюмінію, значення межі міцності знаходиться в межах від 462 до 608 МПа.

Для подальшого використання сплавів на основі титану необхідно проводити всебічні дослідження механічних характеристик, таких як твердість, випробування на втому, тріщиностійкість.

Висновки

1. Отримання деталей із високоміцних титанових сплавів за допомогою методу Wire Arc Additive Manufacturing дозволяє краще контролювати мікроструктуру титанових сплавів на відміну від інших методів адитивного виробництва. Це необхідно, оскільки високоміцні титанові сплави дуже чутливі до термічного циклу.

2. Загальна структурна анізотропія отриманих деталей та потенційна наявність небажаних метастабільних фаз може значно зменшити механічні властивості, що викликає необхідність контролю мікроструктури під час виготовлення деталі. Процес WAAM дозволяє це робити за допомогою додавання додаткових легуючих елементів (домішок), системи подвійного подавання дроту або активно керуючи тепловою історією виробу для кожного наплавленого шару.

3. На механічну поведінку зразків, отриманих WAAM, сильно впливають об'ємні частки композиційних зон різних шарів наплавлення та їх геометричне розташування відносно напрямку навантаження (розповсюдження тріщини) під час механічних випробувань.

4. Незважаючи на велику кількість досліджень по виробництву деталей методом WAAM, переважна частина їх в основному проводилась лише по отриманню деталей із застосуванням суцільних дротів. Використання порошкових дротів для отримання деталей із високоміцних титанових

сплавів є найбільш перспективним напрямком розвитку отримання великогабаритних деталей із високоміцних титанових сплавів методом WAAM. Це в свою чергу спростить процес отримання деталей із контрольованою мікроструктурою та розширить номенклатуру сплавів, із яких можна буде отримувати бездефектні деталі методом WAAM.

Список літератури/References

- Martina, F., Colegrove, P.A., Williams, S.W., Meyer, J. (2015) Microstructure of interpass rolled wire+arc additive manufacturing Ti–6Al–4V components. *Metallurg. and Mater. Transact. A*, 46(12), 6103–6118.
- Bekker, A.C., Verlinden, J.C. (2018) Life cycle assessment of wire+ arc additive manufacturing compared to green sand casting and CNC milling in stainless steel. *J. of Cleaner Production*, 177, 438–447.
- Lütjering, G., Williams, J.C. (2007) *Titanium*. Springer Science & Business Media.
- Wang, Q., Ji, C., Wang, Y. et al. (2013) β -Ti alloys with low young's moduli interpreted by cluster-plus-gluce-atom model. *Metallurg. and Mater. Transact. A*, 44(4), 1872–1879.
- DebRoy, T., Wei, H.L., Zuback, J.S. et al. (2018) Additive manufacturing of metallic components—process, structure and properties. *Progress in Materials Sci.*, 92, 112–224.
- Wang, F., Williams, S., Rush, M. (2011) Morphology investigation on direct current pulsed gas tungsten arc welded additive layer manufactured Ti6Al4V alloy. *Inter. J. Adv. Manuf. Technol.*, 57(5), 597–603.
- Ding, D., Pan, Z., Cuiuri, D. et al. (2016) Bead modelling and implementation of adaptive MAT path in wire and arc additive manufacturing. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 39, 32–42.
- Wang, F., Williams, S., Colegrove, P., Antonysamy, A.A. (2013) Microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured Ti–6Al–4V. *Metallurg. and Mater. Transact. A*, 44(2), 968–977.
- Mereddy, S., Bermingham, M.J., Kent, D. et al. (2018) Trace carbon addition to refine microstructure and enhance properties of additive-manufactured Ti–6Al–4V. *JOM*, 70(9), 1670–1676.
- Mereddy, S., Bermingham, M.J., StJohn, D.H., Dargusch, M.S. (2017). Grain refinement of wire arc additively manufactured titanium by the addition of silicon. *J. of Alloys and Compounds*, 695, 2097–2103.
- Zuback, J.S., Palmer, T.A., DebRoy, T. (2019) Additive manufacturing of functionally graded transition joints between ferritic and austenitic alloys. *Ibid.*, 770, 995–1003.
- Oniuke, B., Bandyopadhyay, A. (2018) Additive manufacturing of Inconel 718 Ti–6Al–4V bimetallic structures. *Additive Manufacturing*, 22, 844–851.
- Wang, J., Pan, Z., Ma, Y. et al. (2018) Characterization of wire arc additively manufactured titanium aluminide functionally graded material: microstructure, mechanical properties and oxidation behaviour. *Mater. Sci. and Engin. A*, 734, 110–119.
- Hernández-Nava, E., Mahoney, P., Smith, C.J. et al. (2019) Additive manufacturing titanium components with isotropic or graded properties by hybrid electron beam melting/hot isostatic pressing powder processing. *Sci. Reports*, 9(1), 1–11.
- Baufeld, B., Brandl, E., Van der Biest, O. (2011) Wire based additive layer manufacturing: Comparison of microstructure and mechanical properties of Ti–6Al–4V components fabricated by laser-beam deposition and shaped metal deposition. *J. Materials Proc. Technology*, 211(6), 1146–1158.

16. Åkerfeldt, P., Antti, M.L., Pederson, R. (2016) Influence of microstructure on mechanical properties of laser metal wire-deposited Ti-6Al-4V. *Mater. Sci. and Engin. A*, **674**, 428–437.
17. Donoghue, J., Antonysamy, A.A., Martina, F. et al. (2016) The effectiveness of combining rolling deformation with Wire-Arc Additive Manufacture on β -grain refinement and texture modification in Ti-6Al-4V. *Materials Characterization*, **114**, 103–114.
18. Antonysamy, A.A., Meyer, J., Prangnell, P.B. (2013) Effect of build geometry on the β -grain structure and texture in additive manufacture of Ti-6Al-4V by selective electron beam melting. *Ibid.*, **84**, 53–168.
19. Antonysamy, A.A., Prangnell, P.B., Meyer, J. (2012) Effect of wall thickness transitions on texture and grain structure in additive layer manufacture (ALM) of Ti-6Al-4V. *Mat. Sci. Forum*, **706**, 205–210. Transact. Tech. Publ. Ltd.
20. Al-Bermani, S.S., Blackmore, M.L., Zhang, W., Todd, I. (2010) The origin of microstructural diversity, texture, and mechanical properties in electron beam melted Ti-6Al-4V. *Metallurg. and Mater. Transact. A*, **41(13)**, 3422–3434.
21. Vilaro, T., Colin, C., Bartout, J.D. (2011) As-fabricated and heat-treated microstructures of the Ti-6Al-4V alloy processed by selective laser melting. *Ibid.*, **42(10)**, 3190–3199.
22. Bantounas, I., Dye, D., Lindley, T.C. (2010) The role of microtexture on the faceted fracture morphology in Ti-6Al-4V subjected to high-cycle fatigue. *Acta Materialia*, **58(11)**, 3908–3918.
23. Ho, A., Zhao, H., Fellowes, J.W. et al. (2019) On the origin of microstructural banding in Ti-6Al-4V wire-arc based high deposition rate additive manufacturing. *Ibid.*, **166**, 306–323.
24. Alonso, U., Veiga, F., Suárez, A., Artaza, T. (2020) Experimental investigation of the influence of wire arc additive manufacturing on the machinability of titanium parts. *Metals*, **10(1)**.
25. 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 Inter. J. Adv. Manuf. Technol.*, **76(9–12)**, 1593–1606.
26. Ou, W., Mukherjee, T., Knapp, G.L. et al. (2018) Fusion zone geometries, cooling rates and solidification parameters during wire arc additive manufacturing. *Inter. J. of Heat and Mass Transfer*, **127**, 1084–1094.
27. Ding, D., Wu, B., Pan, Z. et al. (2020) Wire arc additive manufacturing of Ti-6Al-4V using active interpass cooling. *Materials and Manufacturing Processes*, **35(7)**, 845–851.
28. Zhou, Y., Qin, G., Li, L. et al. (2020) Formability, microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V deposited by wire and arc additive manufacturing with different deposition paths. *Mater. Sci. and Engin. A*, **772**, 138654.
29. Wu, B., Pan, Z., Ding, D. et al. (2018) The effects of forced interpass cooling on the material properties of wire arc additively manufactured Ti-6Al-4V alloy. *J. of Materials Proc. Technology*, **258**, 97–105.
30. Davis, A.E., Breheny, C.I., Fellowes, J. et al. (2019) Mechanical performance and microstructural characterisation of titanium alloy-alloy composites built by wire-arc additive manufacture. *Mater. Sci. and Engin. A*, **765**, 138289.
31. (2013) ASTM Standard E399: *Standard test method for linear-elastic plane-strain fracture toughness K_{IC} of metallic materials*. ASTM Inter., Pennsylvania, US.
32. Attar, H., Ehtemam-Haghighi, S., Kent, D., Dargusch, M.S. (2018) Recent developments and opportunities in additive manufacturing of titanium-based matrix composites: A review. *Inter. J. of Machine Tools and Manufacture*, **133**, 85–102.
33. Martina, F., Williams, S.W., Colegrove, P.A. (2014) Improved microstructure and increased mechanical properties of additive manufacture produced Ti-6Al-4V by interpass cold rolling. In: *Proc. of 24th Inter. Solid Freeform Fabrication Symp. (12–14 August, 2014, TX, USA)*, 490–496.
34. Wang, F., Williams, S., Colegrove, P., Antonysamy, A.A. (2013) Microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured Ti-6Al-4V. *Metallurg. and Mater. Transact. A*, **44(2)**, 968–977.
35. Bantounas, I., Dye, D., Lindley, T.C. (2010) The role of microtexture on the faceted fracture morphology in Ti-6Al-4V subjected to high-cycle fatigue. *Acta Materialia*, **58(11)**, 3908–3918.
36. Smirnov, I., Polyakov, A., Sudenkov, Y. (2017) Strength and fracture of ultrafine-grained titanium Grade 4. *Procedia Structural Integrity*, **6**, 196–200.
37. Attar, H., Calin, M., Zhang, L.C. et al. (2014) Manufacture by selective laser melting and mechanical behavior of commercially pure titanium. *Mater. Sci. and Engin. A*, **593**, 170–177.
38. Yamanaka, K., Saito, W., Mori, M. et al. (2015) Preparation of weak-textured commercially pure titanium by electron beam melting. *Additive Manufacturing*, **8**, 105–109.
39. (1994) *ASM International, Materials Properties Handbook: Titanium Alloys*. Materials Park, OH.

MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF PARTS FROM HIGH-STRENGTH TITANIUM ALLOYS PRODUCED BY WAAM METHOD (Review)

R.V. Selin, S.L. Shvab, M.M. Dyman

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

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

Additive manufacturing is making products based on step-by-step adding of material onto the base in the form of a flat platform or axial billet. Wire Arc Additive Manufacturing is a highly promising technology that allows producing large-sized complex-shaped parts from materials with a high added value. This technology is part of the processes of adaptive manufacturing, which uses metal wires as filler material, and the arc as the power source. In this review article the process of producing parts from titanium alloys by Wire Arc Additive Manufacturing method is considered. This method offers significant advantages over other additive manufacturing processes, namely high effectiveness of using the resources and efficiency, and low cost of equipment. Producing parts from high-strength titanium alloys by Wire Arc Additive Manufacturing method allows controlling the microstructure of the titanium alloys which is necessary, as high-strength titanium alloys are highly sensitive to the thermal cycle. Different methods of controlling the microstructure of parts from titanium alloys, its properties and impact on mechanical characteristics of the part are considered. Ref. 39, Tabl. 3, Fig. 9.

Key words: additive manufacturing; WAAM; high-strength titanium alloys; microstructure; mechanical properties

Надійшла до редакції 22.01.2021