

Metalozn. obrobka met. 2024, vol. 30 (112), 38-50

<https://doi.org/10.15407/mom2024.04.038>

УДК 535.14, 535.33:621.373.8, 669.11.018:621.785

Структурна анізотропія у виробках 3D-друку за технологією селективного лазерного плавлення

Волошко С. М., доктор фізико-математичних наук, професор кафедри фізичного матеріалознавства та термічної обробки, oloshkosvetlana13@gmail.com,
ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3170-8362>

Бурмак А. П., кандидат технічних наук, доцент кафедри фізичного матеріалознавства та термічної обробки, abyrmak@gmail.com,
ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2415-8032>

Головко Л. Ф., доктор технічних наук, професор кафедри лазерної техніки та фізико-технічних технологій, leongolovko@gmail.com,
ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7803-0312>

Кагльак О. Д., кандидат технічних наук, доцент, завідувач кафедри лазерної техніки та фізико-технічних технологій, kaglyak.olexa@gmail.com,
ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5602-543X>

Гончарук О. О., кандидат технічних наук, доцент кафедри лазерної техніки та фізико-технічних технологій, goncharuk.alex@gmail.com,
ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0575-6571>

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Київ, Україна

На прикладі сплаву Ti-6Al-4V продемонстровано вплив термічних умов 3D-друку на анізотропію його мікроструктури, фазового складу, залишкових макроскопічних напружень та механічних характеристик під час одержання за технологією селективного лазерного плавлення (СЛП). Використовувався волоконний ітербієвий лазер з повітряним охолодженням і номінальною потужністю 200 Вт, діаметром лазерного променя ~45 мкм і довжиною хвилі 1070 ± 2 нм, швидкість сканування становила 500 мм/с, товщина шару – 25 мкм і відстань штрихування – 150 мкм.

Показано, що синтезована мікроструктура складається з періодичних масштабно-градієнтних шарів із смугастою структурою, яка є результатом саме циклічної термічної історії, яку зазнає СЛП-зразок Ti-6Al-4V, а не сегрегації чи окиснення. Смуги мають морфологію α -колоній Widmanstätten із середнім розміром структурних елементів близько (0,2–2) мкм, тоді як номінальна мікроструктура між смугами демонструє морфологію кошикового переплетення.

Градiєнт ширини окремої смуги зумовлений тепловими ефектами, зокрема максимальною температурою нагрівання і швидкістю охолодження від цієї температури в

залежності від розташування смуги – у нижній, середній чи верхній частині кожного шару, а також відстані цього шару від підкладки. Швидкість охолодження наплавленого шару зменшується в міру збільшення кількості доданих шарів і є найбільшою у верхній площині СЛП-зразка за рахунок додаткових втрат тепла конвекцією та випромінюванням, а також відсутності переплавки та термоцикування, яких зазнають попередні шари.

В результаті мікроструктура верхньої площини є тоншою, а більша ймовірна кількість голчастого α' -мартенситу, менший розмір областей когерентного розсіювання (ОКР) та більший ступень деформації кристалічної ґратки β -фази забезпечують вище значення мікротвердості, ніж у бічній площині, не зважаючи на більшу величину розтягуючих макроскопічних напружень. Отримані результати переконливо доводять доцільність застосування термдеформаційної постобробки для забезпечення однорідної структури СЛП-виробів.

Ключові слова: селективне лазерне плавлення, мікроструктура, фазовий склад, напруження, механічні характеристики.

Лазерна адитивна технологія (АТ) коаксіального розплавлення порошку / швидкого твердіння для пошарового нанесення щільних компонентів з металевих сплавів безпосередньо з систем автоматизованого проєктування є революційним інтегрованим цифровим виробництвом [1, 2]. Численними унікальними перевагами АТ перед звичайними виробничими процесами є, наприклад, відсутність інструментів, високий коефіцієнт використання матеріалів та невелика кількість відходів, короткий виробничий цикл, низька собівартість виробництва, відсутність обмежень щодо розміру та геометрії компонентів, велика гнучкість для змін конструкції тощо [3]. Однак існують деякі обмеження, такі як анізотропія та неоднорідність мікроструктури та механічних властивостей, що негативно впливають на якість виробів, виготовлених селективним лазерним плавленням [4]. При цьому температура та об'єм розплаву, швидкість охолодження та умови твердіння визначають мікроструктуру, твердість та точність розмірів [5].

Внаслідок складної циклічної термічної історії, що складається з направленоного відведення тепла, багаторазового плавлення та надшвидкого твердіння, формуються анізотропні та неоднорідні мікроструктури, які суттєво відрізняються від звичайних. Фактори, що впливають на анізотропію та неоднорідність мікроструктури, включають: морфологію зерен, кристалографічну текстуру, фазові перетворення, неоднорідну рекристалізацію, смугастість шарів і мікроструктурне огрубіння [6, 7]. Крім того, дефекти (пори, шорсткі поверхні, відсутність сплавлення шарів) також індукують анізотропні та гетерогенні властивості адитивно виготовлених металевих виробів.

Особливістю мікроструктури АТ-сплаву Ti-6Al-4V є епітаксійна стовпчаста морфологія зерен, що зумовлена повторним плавленням попередніх шарів матеріалу під час процесу адитивного виробництва [8]. Такі стовпчасті зерна, які вирівняні паралельно напрямку друку, в основному відповідальні за виникнення анізотропії механічних властивостей сплавів титану після СЛП [9]. Але через складні процеси фазових перетворень зазвичай важко точно передбачити структурно-фазовий стан СЛП-титанових сплавів, який є важливим джерелом мікроструктурної неоднорідності [10].

Незважаючи на велику кількість досліджень щодо анізотропії та неоднорідності унікальної мікроструктури сплаву Ti-6Al-4V, досі остаточно не зрозуміло, як така неоднорідність впливає на механічні властивості виготовлених СЛП-деталей, оскільки основна увага в літературі приділяється методу електронно-променевого плавлення дроту [11, 12].

Метою даної роботи є дослідження анізотропії мікроструктури, механічних характеристик, залишкових макроскопічних напружень, хімічного та фазового складу титанового сплаву Ti-6Al-4V, виготовленого селективним лазерним плавленням порошку в атмосфері аргону.

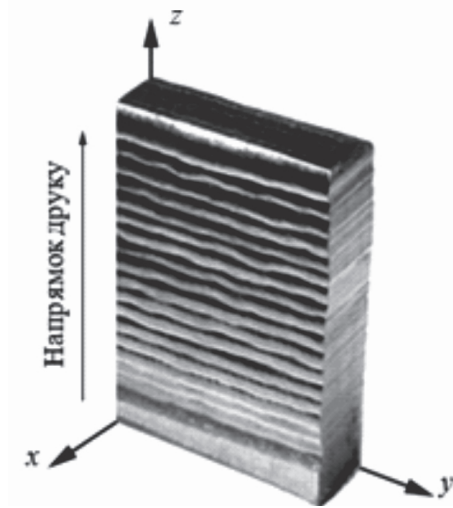


Рис. 1. Схема СЛП-зразка сплаву Ti-6Al-4V.

Fig. 1. Schematic of the SLM sample of the Ti-6Al-4V alloy.

Зразки сплаву Ti-6Al-4V густиною $4,42 \text{ г/см}^3$ (у вигляді паралелепіпеду з розмірами $20 \times 10 \times 5 \text{ мм}$, рис. 1) отримані за технологією СЛП на обладнанні ТОВ «Адитивні лазерні технології України», технічні характеристики якого наведені в [13]. Як вихідний матеріал використовувався сферичний порошок стопу Ti-6Al-4V з номінальним розміром частинок від 15 до 53 мкм. Використовувався волоконний ітербієвий лазер з повітряним охолодженням і номінальною потужністю 200 Вт, діаметром лазерного променя $\sim 45 \text{ мкм}$ і довжиною хвилі $1070 \pm 2 \text{ нм}$, розміром робочого поля $150 \times 150 \times 180 \text{ мм}$. Параметри, використані для виготовлення зразків: швидкість сканування – 500 мм/с , товщина шару 25 мкм і відстань штрихування 150 мкм. Для запобігання

окисненню виготовлення зразків проводилось в інертному середовищі Ar.

Для контролю хімічного складу використано рентгенофлуоресцентний експрес-аналізатор хімічного складу Expert 3L. Хімічний склад титанового сплаву BT6 (система Grade 5: Ti-6Al-4V) має наступний хімічний склад (ваг. %): Ti – 90,12; Al – 5,71; V – 4,17.

Вимірювання мікротвердості поверхні проводилось за методом Вікерса з використанням приладу LHSV-1000Z із навантаженням 100 г. За величиною мікротвердості HV_{100} з урахуванням табличних значень коефіцієнту Пуассона ($\nu = 0,32$) та модулю Юнга ($E = 115 \text{ МПа}$) розраховано межу плинності $\sigma_{0,2}$, характеристику пластичності δ_H , межу міцності σ_s , пружну деформацію ϵ_e та пластичну деформацію ϵ_p . Методику розрахунків викладено в [14].

Для досліджень мікроструктури використано мікроскопи iScore IS.1053-PLMi та TESCAN Vega3 SBH SEM з енергодисперсійним (ЕДС) аналізатором, а для рентгенівських досліджень – дифрактометр Rigaku Ultima IV (випромінювання $\lambda_{\text{K}\alpha}$ -Cu).

Мікроструктура верхньої xy та бічної yz граней (рис. 1) досліджуваного зразка сплаву Ti-6Al-4V суттєво відрізняється. На бічній грані спостерігається смугаста структура з α/α' -фаз (темна) та β -фази (світла) (рис. 2, 3). При цьому, не зважаючи на деякі коливання вмісту V, β -фаза завжди залишається більш світлою і розташовується межами первинного β -зерна.

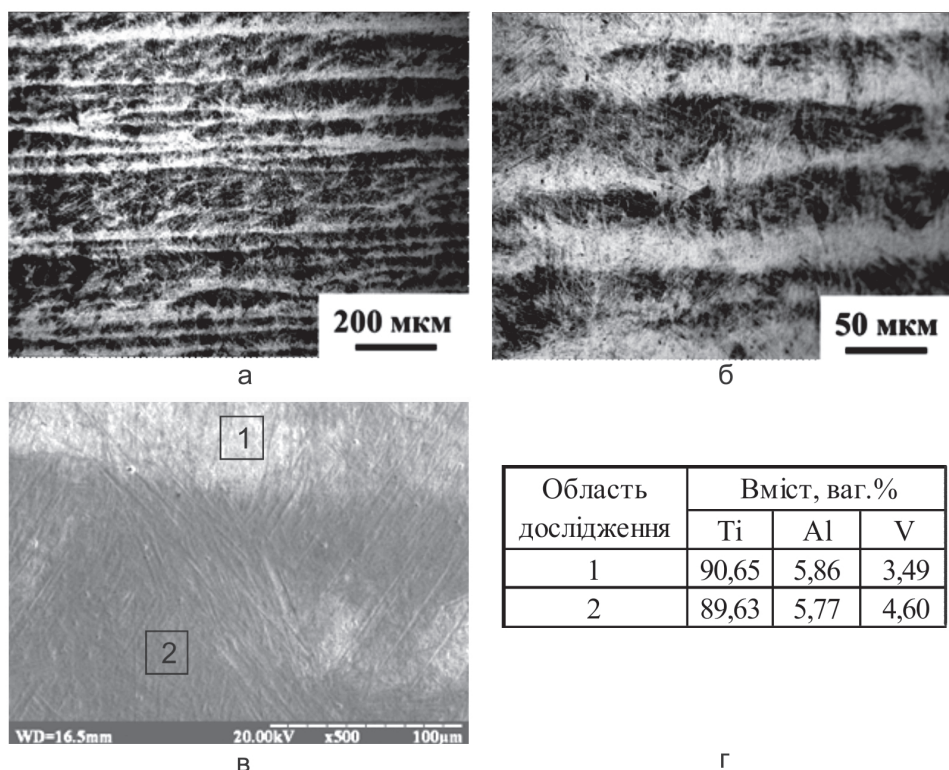


Рис. 2. Мікроструктура бічної площини yz СЛП-зразка Ti-6Al-4V: збільшення $\times 50$ та $\times 200$ крат (а, б); збільшення $\times 500$ крат (в) та локальний хімічний склад в різних областях (г).

Fig. 2. Microstructure of the yz side plane of the SLM sample of Ti-6Al-4V: magnification $\times 50$ and $\times 200$ (a, b); magnification $\times 500$ (v) and local chemical composition in different regions (r).

Така смугастість шарів є досить популярним явищем, що притаманне металевим СЛП-матеріалам. В деяких попередніх дослідженнях показано, що в титанових сплавах утворення шаруватих смуг під час СЛП є результатом сегрегації V та Al [15], хоча, наприклад, у дослідженні [16] очікуваних змін концентрації Al при перетині смуг в шарах сплаву Ti-6Al-4V не виявлено.

Композиційні градієнти та/або теплові ефекти є двома найбільш ймовірними причинами, з яких формується така періодична градієнтна мікроструктура. Оскільки у нашому випадку не спостерігається суттєвих змін (коливання концентрації компонентів в межах $\sim 1\%$, рис. 2 г) хімічного складу між смугами шару, визначеного за допомогою електронного мікрозонда, можна зробити висновок, що такі смуги є результатом циклічної термічної історії, яку зазнає зразок, а не результатом сегрегації чи окиснення. Градієнт ширини окремої смуги також зумовлений тепловими

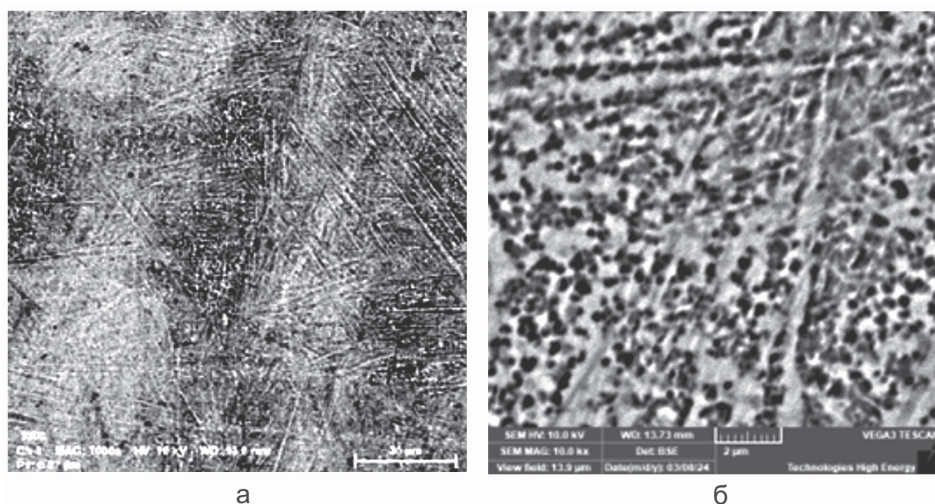


Рис. 3. Мікроструктура бічної площини yz СЛП-зразка Ti-6Al-4V із різним збільшенням: $\times 1000$ крат (а) та $\times 10000$ крат (б).

Fig. 3. Microstructure of the yz side plane of the SLM sample of Ti-6Al-4V at different magnifications: $\times 1000$ (a) and $\times 10000$ (b).

ефектами, зокрема максимальною температурою нагрівання і швидкістю охолодження від цієї температури в залежності від розташування смуги – у нижній, середній чи верхній частині кожного шару, а також відстанню цього шару від підкладки.

Згідно [16], швидкість охолодження в нещодавно нанесеному шарі зменшується в міру збільшення кількості доданих шарів. Автори вважають, що в результаті термічного циклу, який зумовлюється періодичним нанесенням матеріалу, у деякому довільному шарі n утворюється характерна структура, що складається з двох областей, нагрітих вище та нижче β -переходу, через нанесення наступного (верхнього) шару $n+1$.

Як правило, у нижній частині шару, що прилягає до підкладки або до попередньо синтезованого шару, утворюється $\alpha+\alpha'$ -фаза, а у верхній частині – β -фаза. Із збільшенням кількості шарів між смугами можуть формуватися прошарки $\alpha+\beta$ -фаз. І таким чином результуюча мікроструктура складається з періодичних масштабно-градієнтних шарів. Смуги в цих шарах мають морфологію α -колоній Widmansttten із середнім розміром структурних елементів близько (0,2-2) мкм, тоді як номінальна мікроструктура між смугами демонструє морфологію кошикового переплетення (рис. 4) із взаємним пророщенням фаз одна в одну. Відомо, що формуванню кошикової морфології колонії сприяє збільшення швидкості охолодження з області β -фази, збільшення кількості β -стабілізатора (V у разі Ti-6Al-4V) та зменшення діапазону температури та часу [17].

У верхній площині xy , тобто на поверхні останнього СЛП-шару, мікроструктура сплаву Ti-6Al-4V є тоншою (рис. 5) порівняно з бічною (рис. 3) стороною. Така тенденція відмічається також і в інших роботах, наприклад [3, 18], через те, що мікроструктурний масштаб зменшується зі збільшенням швидкості охолодження. Існує три основні шляхи, якими тепло

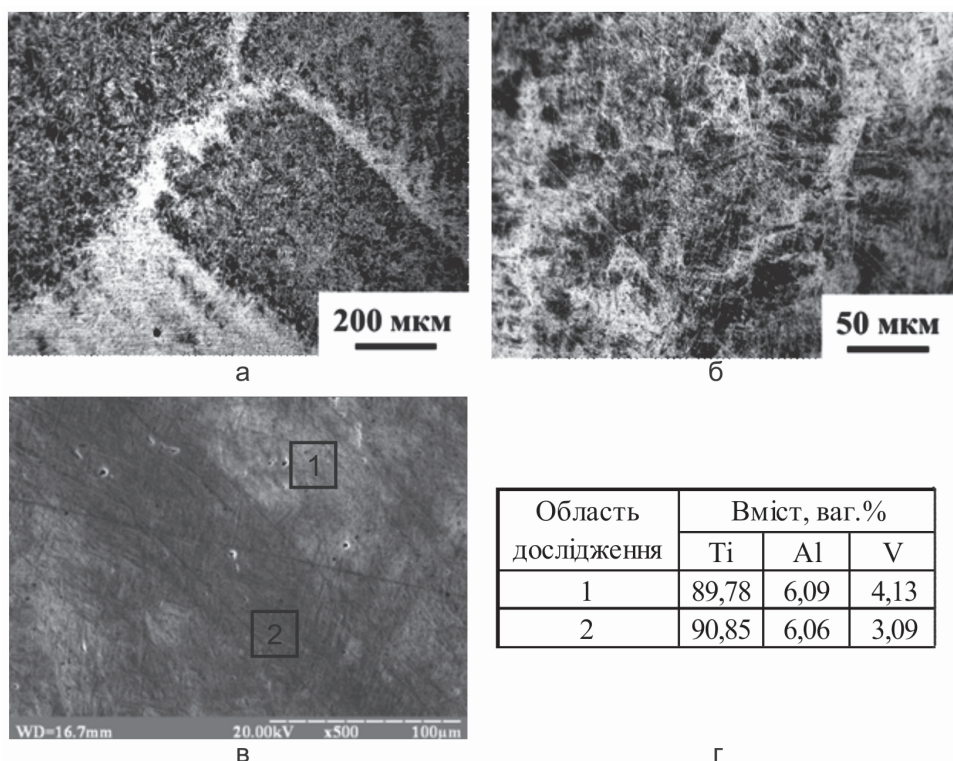


Рис. 4. Мікροструктура верхньої площини xy СЛП-зразка Ti-6Al-4V: збільшення $\times 50$ та $\times 200$ крат (а, б); збільшення $\times 500$ крат (в) та локальний хімічний склад в різних областях (г).

Fig. 4. Microstructure of the xy top plane of the SLM sample of Ti-6Al-4V: magnification $\times 50$ and $\times 200$ (a, б); magnification $\times 500$ (в) and local chemical composition in different regions (г).

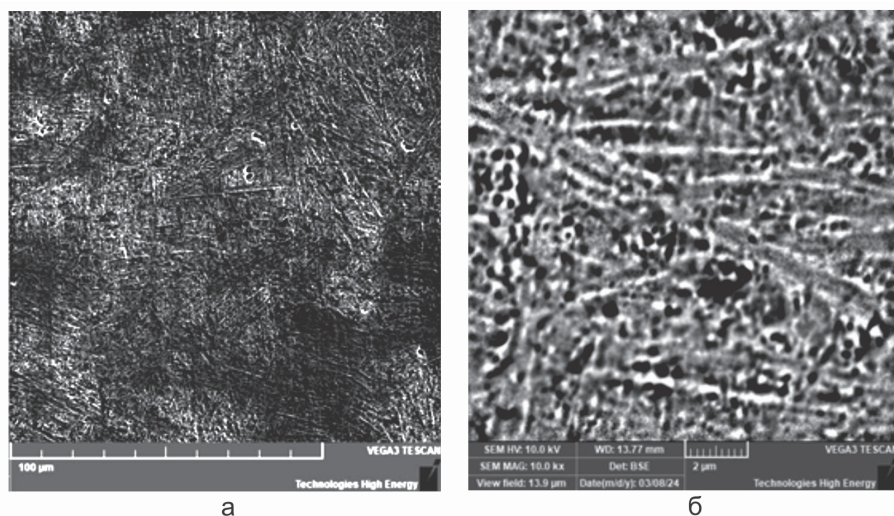


Рис. 5. Мікροструктура бічної площини yz СЛП-зразка Ti-6Al-4V із різним збільшенням: $\times 1000$ крат (а) та $\times 10000$ крат (б).

Fig. 5. Microstructure of the yz side plane of the SLM sample of Ti-6Al-4V at different magnifications: $\times 1000$ (a) and $\times 10000$ (б).

втрачається в процесі СЛП: (1) радіально через навколишній шар порошку або доквілля, (2) вертикально вниз крізь початковий шар через контактну теплопередачу та (3) вертикально вгору від верхнього шару через конвекцію та/або випромінювання у бік навколишнього середовища [19]. Тому у верхній площині СЛП-зразка більш тонка мікроструктура зумовлюється високою швидкістю охолодження, спричиненою втратою тепла конвекцією та випромінюванням, а також відсутністю переплавки та термоцикування, яких зазнають попередні шари [6].

Отримані значення мікротвердості для різних площин зразка та інші механічні характеристики представлено в табл. 1.

Таблиця 1
Механічні характеристики та ступінь деформації

Table 1
Mechanical properties and degree of deformation

Площина	HV_{100} , ГПа	$\sigma_{0,2}$, ГПа	δ_H	σ_s , ГПа	HM , ГПа	ϵ_c	ϵ_p
yz (α -фаза)	4,01	12,03	0,76	2,83	4,32	-0,018	-0,145
yz (β -фаза)	3,8	11,4	0,78	2,62	4,1	-0,017	-0,147
xу (α -фаза)	4,4	13,2	0,74	3,24	4,75	-0,02	-0,143
xу (β -фаза)	3,63	10,89	0,79	2,46	3,92	-0,016	-0,148

За навантаження 100 г величина мікротвердості для α -фази перевищує цю величину для β -фази на 5,2 % у бічній площині і на 7,5 % на верхній площині. Для α -фази величина HV_{100} на верхній площині на 9 % більше ніж у бічній площині. Відповідно для верхньої площини характерні вищі значення меж міцності і плинності за меншої пластичності. Для β -фази спостерігаються протилежні тенденції. Середнє значення HV_{100} для верхньої площини є дещо більшим, ніж для бічної площини.

На рис. 6 наведено дифрактограми зразків досліджуваного СЛП-зразка сплаву Ti-6Al-4V. Можна бачити, що на дифрактограмах СЛТ-зразка наявні дифракційні максимуми гексагональної α -фази та кубічної β -фази незалежно від досліджуваної площини. Спостережувані на рентгенограмах дифракційні рефлекси є суперпозицією рефлексів ГЦП α -фази і α' -мартенситу. Близькі значення параметрів ґратки цих фаз перешкоджають чіткому розділенню дифракційних максимумів. Формування голчастого мартенситу в процесі СЛП забезпечує висока швидкість охолодження та формування високої густини дислокацій, що підтверджується даними багатьох досліджень.

Кількість цих фаз є різною (табл. 2) – у верхній площині xу більше β -фази (54 %), тоді як у бічній площині переважає α -фаза (85 %).

Розмір ОКР для β -фази розрізняється в 4 рази для різних площин, тоді як для α -фази він є практично однаковим на рівні 11-14 нм. Більший розмір ОКР у бічній площині може бути однією з причин меншого значення

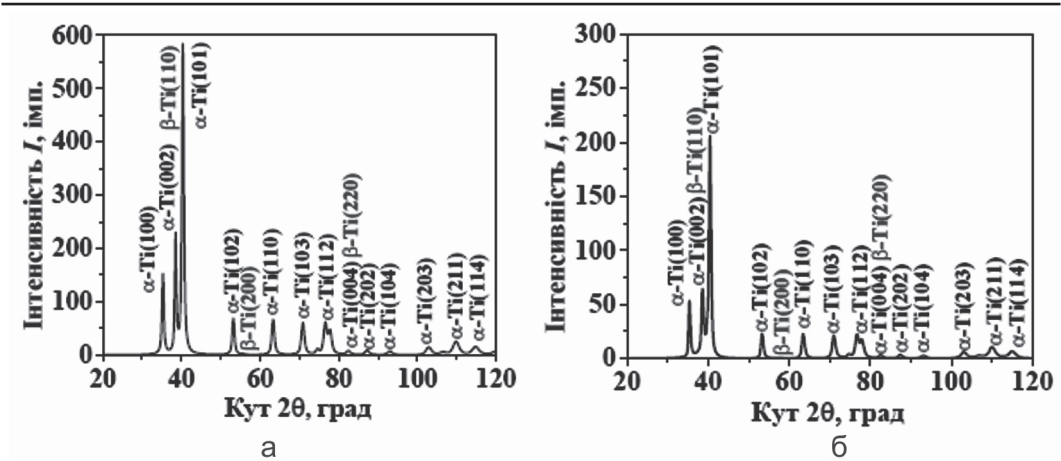


Рис. 6. Дифрактограми СЛП-зразка Ti-6Al-4V: а – бічна площина yz; б – верхня площина xy.

Fig. 6. Diffractograms of the SLM sample Ti-6Al-4V: a – side plane yz; б – top plane xy.

Таблиця 2

Розмір ОКР, ступінь деформації ϵ та параметри кристалічної ґратки α - та β -фаз, кількісний фазовий склад та залишкові макронапруження σ_R в різних площинах СЛП-зразка сплаву Ti-6Al-4V

Table 2

The crystallite size, lattice deformation ϵ , and the parameters of the crystal lattice of α - and β -phases, the quantitative phase composition, and the residual macro-stresses σ_R in different planes of the SLM sample of the Ti-6Al-4V alloy

Площина	Фаза	ОКР, нм	ϵ , %	a , нм	c , нм	Кількісний фазовий склад	σ_R , МПа
yz	α -Ti	11	0,2	2,938	4,677	85	+210
	β -Ti	50	0,5	3,307	3,307	15	
xy	α -Ti	14	0,2	2,938	4,68	46	+578
	β -Ti	12	1,58	3,193	3,193	54	

мікротвердості. Суттєві відмінності у параметрах кристалічної ґратки та ступеню її мікродеформації в різних площинах також стосуються в основному β -фази. Звертає на себе увагу втричі більший ступень деформації кристалічної ґратки β -фази на верхній площині. Це підтверджує, що важлива роль у спостережуваній різниці механічних властивостей належить саме β -фазі, оскільки її формування є першочерговим та найбільш чутливим до впливу згаданих вище факторів, а утворення α -фази та її мартенситних модифікацій буде проходити в приблизно однакових умовах у межах первинної β -фази. Але кількість α' -мартенситу може відрізнятися у різних площинах і також впливати на результуюче значення мікротвердості та інших параметрів.

Величина залишкових макронапружень 1-го роду, визначена за зміщенням дифракційного максимуму α -Ti(110) добре узгоджується з

літературними даними. Як відомо, макронапруження суттєво залежать від геометрії зразка і в площинах паралельній і перпендикулярній напрямку сканування лазерного променя можуть суттєво відрізнятися [20]. При цьому основний механізм, що зумовлює виникнення залишкових напружень розтягу під час СЛП пов'язаний із температурним градієнтом, швидкістю охолодження розтопленого верхнього шару (до 10^8 K/c) та фазовим складом, що формується у цьому шарі.

В нашому випадку для зразка з прямокутними гранями різниця в значеннях макронапружень розтягу для різних площин досягає 2,75 разів (табл. 2). Причому більше значення цього параметру характерне для верхньої площини. Це означає, що кількість голчастого α' -мартенситу у цій площині ймовірно є більшою, що і забезпечує одночасно з більш дрібною і деформованою мікроструктурою вище значення мікротвердості, ніж у бічній площині, не зважаючи на більшу величину розтягуючих напружень.

Висновки В роботі досліджено мікроструктуру, фазовий склад, залишкові макроскопічні напруження та механічні характеристики сплаву Ti-6Al-4V, одержаного селективним лазерним плавленням порошку в інертному середовищі. Встановлено, що технологія 3D-друку зумовлює унікальну макро- та мікроструктурну морфологію, що може спричиняти як позитивний, так і негативний вплив на механічні властивості. Зокрема, більш високі значення мікротвердості порівняно із зразками, що отримані гарячою прокаткою, є безумовно позитивним ефектом. Однак виявлена анізотропія і неоднорідність мікроструктури та механічних властивостей внаслідок циклічної термічної історії, яку зазнає зразок в результаті нагрівання до пікової температури і надшвидкого охолодження від цієї температури, може негативно вплинути на якість виробів.

Загалом сформована під час СЛП мікроструктура сплаву Ti-6Al-4V складається з періодичних шарів кошикового переплетення Відманштеттена (Widmanstetten) і смуг з α -колоній Відманштеттена. Але у верхній площині зразка мікроструктура є тоншою, порівняно із бічною площиною, що ймовірно зумовлюється найбільшою швидкістю охолодження, спричиненою втратами тепла конвекцією та випромінюванням, а також відсутністю переплавки та термоцикування, яких зазнають попередні шари. Більша ймовірна кількість голчастого α' -мартенситу у цій площині, менший розмір ОКР та більший ступень деформації кристалічної ґратки β -фази забезпечують вище значення мікротвердості, ніж у бічній площині, не зважаючи на більшу величину розтягуючих макронапружень.

Одержані результати свідчать, що наступним етапом після 3D-друку має стати термодеоформаційна обробка СЛП-виробів для усунення анізотропії мікроструктури та механічних властивостей, а також формування макронапружень стиску замість розтягу.

Подяка Дослідження фінансується Національним фондом досліджень України, конкурс «Наука для зміцнення обороноздатності України», проєкт № 2023.04/0051 «Синтез алмазовмісних композитів термодеоформаційним лазерним спіканням для абразивної обробки великогабаритних деталей авіа-, судно- та машинобудування» (№ д/р 0124U003940).

Література

1. Cao B.Y., Chen C., Xu S., Zhao R., Guo K., Hu T., Liao H., Wang J., Ren Z. Machine learning assisted prediction and optimization of mechanical properties for laser powder bed fusion of Ti6Al4V alloy // Additive Manufacturing. – 2024. – Vol. 91. – P. 104341. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2024.104341>
2. Zhao R., Chen C., Wang W., Cao T., Shuai S., Xu S., Hu T., Liao H., Wang J., Ren Z. On the role of volumetric energy density in the microstructure and mechanical properties of laser powder bed fusion Ti-6Al-4V alloy // Additive Manufacturing. – 2022. – Vol. 51. – P. 102605. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2022.102605>
3. Wang T., Zhu Y.Y., Zhang S.Q., Tang H.B., Wang H.M. Grain morphology evolution behavior of titanium alloy components during laser melting deposition additive manufacturing // Journal of Alloys and Compounds. – 2015. – Vol. 632. – P. 505-513. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.01.256>
4. Milaage D., Eschemann N., Hoyer K.-P., Schaper M. Anisotropic Mechanical and Microstructural Properties of a Ti-6Al-7Nb Alloy for Biomedical Applications Manufactured via Laser Powder Bed Fusion // Crystals 2024. – Vol. 14. – P. 117. <https://doi.org/10.3390/cryst14020117>
5. Bi G., Gasser A., Wissenbach K., Drenker A., Poprawe R. Characterization of the process control for the direct laser metallic powder deposition // Surface and Coatings Technology. – 2006. – Vol. 201(6). – P. 2676-2683. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2006.05.006>
6. Kok Y., Tan X.P., Wan P., Nai M.L.S., Loh N.H., Liu E., Tor S.B. Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: A critical review // Materials & Design. – 2018. – Vol. 139. – P. 565-586. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.11.021>
7. Liu S., Shin Y.C. Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: A review // Materials & Design. – 2019. – Vol. 164. – P. 107552. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.107552>
8. Wu X., J. Liang, Mei J., Mitchell C., Goodwin P.S., Voice W. Microstructures of laser-deposited Ti-6Al-4V // Materials & Design. – 2004. – Vol. 25(2). – P. 137-144. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2003.09.009>
9. Ni C., Zhu L., Zheng Z., Zhang J., Yang Y., Yang J., Bai Y., Wen C., Lu W. F., Wang H. Effect of material anisotropy on ultra-precision machining of Ti-6Al-4V alloy fabricated by selective laser melting // Journal of Alloys and Compounds. – 2020. – Vol. 848. – P. 156457. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.156457>
10. Xu W., Brandt M., Sun S., Elambasseril J., Liu Q., Latham K., Xia K., Qian M., Additive manufacturing of strong and ductile Ti-6Al-4V by selective laser melting via in situ martensite decomposition // Acta Materialia. – 2015. – Vol. 85. – P. 74-84. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.11.028>
11. Ivasishin O.M., Kovalchuk D.V., Markovsky P.E., Savvakina D.G., Stasiuk O.O., Bondarchuk V.I., Oryshych D.V., Sedov S. G., and Golub V.A. Additive Manufacturing of Titanium-Based Materials Using Electron Beam Wire 3D Printing Approach: Peculiarities, Advantages, and Prospects // Progress in Physics of Metals. – 2023. – Vol. 24(1). – P. 75-105 <https://doi.org/10.15407/ufm.24.01.075>
12. Vasylyev M.O., Mordyuk B.M., Voloshko S.M. Wire-Feeding Based Additive Manufacturing of the Ti-6Al-4V Alloy. Part I. Microstructure // Progress in

- Physics of Metals. – 2023. – Vol. 24(1). – P. 5-37. <https://doi.org/10.15407/ufm.24.01.005>
13. Voloshko S.M., Mordyuk B.M., Vasylyev M.O., Zakiev V.I., Burmak A.P., Franchik N.V. Surface modification of 3D-printed alloy Ti-6Al-4V by ultrasonic impact treatment // Metallofiz. Noveishie Tekhnol. – 2023. – Vol. 45(2). – P. 17-237 [in Ukrainian]. <https://doi.org/10.15407/mfint.45.02.0217>
14. Burmak A.P., Voloshko S.M., Mordyuk B.M., Vasylyev M.O., Zakiev V.I., Voron M.M., Guryin P.O. Influence of Ultrasonic Impact Treatment on Structure and Properties of 3D-Printed Co-Cr-Mo-W Dental Alloy // Metallofiz. Noveishie Tekhnol. – 2023. – Vol. 45(7). – P. 909-934. [in Ukrainian]. <https://doi.org/10.15407/mfint.45.07.0909>
15. Davies G.J., Garland J.G. Solidification Structures and Properties of Fusion Welds // Int. Metall. Rev. – 1975. – Vol. 20. – P. 83-106. <https://canteach.candu.org/Content%20Library/20053409.pdf>
16. Kelly S.M., Kampe S.L. Microstructural evolution в laser-deposited multilayer Ti-6Al-4V builds: Part I. Microstructural characterization // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2024. – Vol. 35, P. 1861-1867. <https://doi.org/10.1007/s11661-004-0094-8>
17. Chesnutt J.C., Rhodes C.G., Williams J.C. Titanium and Titanium Alloys // Compiled by consulting editor Matthew J. Donachie // American Society for Metals. – 1982. – P. 100.
18. Nassar A.R., Keist J.S., Reutzel E.W., Spurgeon T.J., Intra-layer closed-loop control of build plan during directed energy additive manufacturing of Ti-6Al-4V // Additive Manufacturing. 2015. – Vol. 6, P. 39-52. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2015.03.005>
19. Zhu Y., Tian X., J. Li, Wang H. The anisotropy of laser melting deposition additive manufacturing Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si titanium alloy // Materials & Design. – 2015. – Vol. 67, P. 538-542. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.11.001>
20. Yadroitsava I., Grewar S., Hattingh D., Yadroitsev I. Materials Science Forum. – 2015. – Vol. 305. – P. 828-829. <https://www.scientific.net/MSF.828-829.305>

References

1. Cao B.Y., Chen C., Xu S., Zhao R., Guo K., Hu T., Liao H., Wang J., Ren Z., *Additive Manufacturing*, 2024, Vol. 91, P. 104341. [in English]. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2024.104341>
2. Zhao R., Chen C., Wang W., Cao T., Shuai S., Xu S., Hu T., Liao H., Wang J., Ren Z., *Additive Manufacturing*, 2022, Vol. 51, P. 102605. [in English]. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2022.102605>
3. Wang T., Zhu Y.Y., Zhang S.Q., Tang H.B., Wang H.M., *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, Vol. 632, P. 505-513. [in English]. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.01.256>
4. Milaege D., Eschemann N., Hoyer K.-P., Schaper M., *Crystals* 2024, Vol. 14, P. 117. [in English]. <https://doi.org/10.3390/cryst14020117>
5. Bi G., Gasser A., Wissenbach K., Drenker A., Poprawe R., *Surface and Coatings Technology*, 2006, Vol. 201(6), P. 2676-2683. [in English]. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2006.05.006>
6. Kok Y., Tan X.P., Wan P., Nai M.L.S., Loh N.H., Liu E., Tor S.B., *Materials & Design*, 2018, Vol. 139, P. 565-586. [in English]. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.11.021>

7. Liu S., Shin Y.C., *Materials & Design*, 2019, Vol. 164, P. 107552. [in English]. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.107552>
8. Wu X., J. Liang, Mei J., Mitchell C., Goodwin P.S., Voice W., *Materials & Design*, 2004, Vol. 25(2), P. 137–144. [in English]. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2003.09.009>
9. Ni C., Zhu L., Zheng Z., Zhang J., Yang Y., Yang J., Bai Y., Wen C., Lu W.F., Wang H., *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, Vol. 848, P. 156457. [in English]. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.156457>
10. Xu W., Brandt M., Sun S., Elambasseril J., Liu Q., Latham K., Xia K., Qian M., *Acta Materialia*, 2015, Vol. 85, P. 74-84. [in English]. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.11.028>
11. Ivasishin O.M., Kovalchuk D.V., Markovsky P.E., Savvakina D.G., Stasiuk O.O., Bondarchuk V.I., Oryshych D.V., Sedov S. G., and Golub V.A., *Progress in Physics of Metals*, 2023, Vol. 24(1), P. 75-105. [in English]. <https://doi.org/10.15407/ufm.24.01.075>
12. Vasylyev M.O., Mordyuk B.M., Voloshko S.M., *Progress in Physics of Metals*. – 2023, Vol. 24(1), P. 5-37. [in English]. <https://doi.org/10.15407/ufm.24.01.005>
13. Voloshko S.M., Mordyuk B.M., Vasylyev M.O., Zakiev V.I., Burmak A.P., Franchik N.V., *Metallofiz. Noveishie Tekhnol*, 2023, Vol. 45(2), P. 217-237 [in Ukrainian]. <https://doi.org/10.15407/mfint.45.02.0217>
14. Burmak A.P., Voloshko S.M., Mordyuk B.M., Vasylyev M.O., Zakiev V.I., Voron M.M., Guryn P.O., *Metallofiz. Noveishie Tekhnol*, 2023, Vol. 45(7), P. 909-934. [in Ukrainian]. <https://doi.org/10.15407/mfint.45.07.0909>
15. Davies G.J., Garland J.G., *Int. Metall. Rev*, 1975, Vol. 20, P. 83-106. [in English]. <https://canteach.candu.org/Content%20Library/20053409.pdf>
16. Kelly S.M., Kampe S.L., *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2024, Vol. 35, P. 1861-1867. [in English]. <https://doi.org/10.1007/s11661-004-0094-8>
17. Chesnutt J.C., Rhodes C.G., Williams J.C., *American Society for Metals*, 1982, P. 100. [in English].
18. Nassar A.R., Keist J.S., Reutzel E.W., Spurgeon T.J., *Additive Manufacturing*, 2015, Vol. 6, P. 39-52. [in English]. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2015.03.005>
19. Zhu Y., Tian X., J. Li, Wang H., *Materials & Design*, 2015, Vol. 67, P. 538-542. [in English]. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.11.001>
20. Yadroitsava I., Grewar S., Hattingh D., Yadroitsev I. *Materials Science Forum*, 2015, Vol. 305, P. 828-829. [in English]. <https://www.scientific.net/MSF.828-829.305>

Одержано 05.11.24

Structural anisotropy in 3D-printed products using selective laser melting technology

S. M. Voloshko, Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor of Department, voloshkosvetlana13@gmail.com, ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3170-8362>

A. P. Burmak, Candidate of Technical Sciences, Associate Professor at the Department, abyrmak@gmail.com, ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2415-8032>

L. F. Holovko, Doctor of Technical Sciences, Professor of Department, leongolovko@gmail.com, ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7803-0312>

O. D. Kahliak, Candidate of Technical Sciences, Associate Professor, Head of the Department, kaglyak.olexa@gmail.com, ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5602-543X>

O. O. Goncharuk, Candidate of Technical Sciences, Associate Professor at the Department, goncharuk.alex@gmail.com, ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0575-6571>

National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute", Kyiv, Ukraine

Summary

Using the Ti-6Al-4V alloy as an example, the influence of thermal conditions in 3D-printing on the anisotropy of its microstructure, phase composition, residual macrostresses, and mechanical properties during selective laser melting (SLM) is demonstrated. A fiber ytterbium laser with air cooling and a nominal power of 200 W, a laser beam diameter of $\sim 45 \mu\text{m}$, and a wavelength of $1070 \pm 2 \text{ nm}$ was employed, with a scanning speed of 500 mm/s, a layer thickness of 25 μm , and a hatch distance of 150 μm .

It is shown that the synthesized microstructure consists of periodic scale-gradient layers with a banded structure, which results from the cyclic thermal history experienced by the SLM sample of Ti-6Al-4V, rather than from segregation or oxidation. The bands exhibit a Widmanstätten α -colony morphology with an average size of structural elements around (0.2-2) μm , while the nominal microstructure between the bands shows a basket-weave morphology.

The gradient width of each band is determined by thermal effects, particularly the maximum heating temperature and cooling rate from this temperature, depending on the band's position – whether in the lower, middle, or upper part of each layer and the distance of this layer from the substrate. The cooling rate of the deposited layer decreases as the number of added layers increases and is highest at the top plane of the SLM sample due to additional heat loss from convection and radiation, as well as the absence of remelting and thermal cycling experienced by the previous layers.

As a result, the microstructure of the top plane is finer, and a greater probable amount of needle-like α' -martensite, a smaller OQR size, and a higher degree of deformation of the β -phase crystal lattice provide a higher microhardness value than in the lateral plane, despite the greater magnitude of tensile macrostresses. The obtained results convincingly demonstrate the feasibility of applying thermomechanical post-processing to ensure a homogeneous structure in SLM products.

Keywords: selective laser melting, microstructure, phase composition, stresses, mechanical properties.