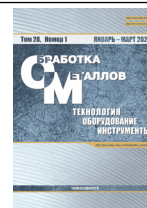




Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)



Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Микроструктура и механические свойства Ti6Al4V – сравнение селективного лазерного плавления, электронно-лучевой плавки и искрового плазменного спекания

Джавад Карими *

Технический университет – Горная академия Фрайберга, ул. Академическая, 6, Фрайберг, 09599, Германия

 <https://orcid.org/0000-0002-2733-206X>,  javadkarimimr@gmail.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.295.5:621.762.5:620.18:620.172

История статьи:

Поступила: 26 июля 2025
 Рецензирование: 11 октября 2025
 Принята к печати: 17 декабря 2025
 Доступно онлайн: 15 марта 2026

Ключевые слова:

Титановый сплав
 Аддитивные технологии
 Селективное лазерное плавление
 Электронно-лучевая плавка
 Искровое плазменное спекание
 Микроструктура
 Переплавка
 Плазменное напыление

АННОТАЦИЯ

Введение. Ti6Al4V – один из наиболее распространенных в различных отраслях промышленности $\alpha+\beta$ -титановых сплавов, обладающий высокой удельной прочностью и коррозионной стойкостью. Аддитивные технологии позволяют изготавливать детали из Ti6Al4V со сложной геометрией. Однако дефекты, неоднородность и анизотропия микроструктуры изготавливаемых деталей влияют на их механические свойства. **Цель работы:** исследование микроструктуры и механических свойств деталей из Ti6Al4V. Исследованы плотность (распределение) и неоднородность дефектов микроструктуры и механических свойств деталей, изготовленных методами селективной лазерной плавки, электронно-лучевой плавки и искрового плазменного спекания. Количественно оценена неоднородность механических свойств (т. е. твердости), а также изучено влияние стратегии лазерной переделки на микроструктурную неоднородность. **Методы исследования.** Детали из Ti6Al4V были изготовлены с использованием аддитивных технологий, включая селективную лазерную плавку и электронно-лучевую плавку. Детали из Ti6Al4V также были изготовлены методом электроискрового плазменного спекания, в процессе которого применялась стратегия лазерной переделки (сканирование каждого слоя три раза). Изучено влияние лазерной переделки на дефекты, микроструктуру и механические свойства и проведено сравнение с селективной лазерной плавкой (сканирование каждого слоя один раз), электронно-лучевой плавкой и электроискровым плазменным спеканием. **Результаты и обсуждение.** Микроструктура пластин α/α' была представлена в образцах, полученных селективной лазерной плавкой, включая образцы в исходном состоянии и переделанные (SLM и SLM-RM). Установлено, что твердость образца, полученного селективной лазерной плавкой (335 HV), оказалась выше по сравнению с образцом, полученным электроискровым плазменным спеканием (305 HV). При использовании стратегии переделки в селективной лазерной плавке твердость увеличивалась и становилась более однородной. Были изучены средний размер и нерегулярность формы пористости в образцах, полученных селективной лазерной плавкой, и замечено, что поверхностная пористость уменьшалась при применении стратегии переделки. Лазерная переделка влияет на производительность процесса селективной лазерной плавки. Результаты показали, что эти процессы синтеза указывают на различные микроструктурные и механические свойства сплавов Ti6Al4V.

Для цитирования: Карими Д. Микроструктура и механические свойства Ti6Al4V – сравнение селективного лазерного плавления, электронно-лучевой плавки и искрового плазменного спекания // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 1. – С. 253–261. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.1-253-261.

Введение

Ti6Al4V является одним из наиболее часто используемых $\alpha+\beta$ -титановых сплавов с превосходной удельной прочностью и коррозионной стойкостью. Процессы аддитивного производства (Additive Manufacturing, AM) позволяют производить детали из Ti6Al4V со сложной геометрией для различных применений во многих

отраслях промышленности. Селективное лазерное плавление (Selective Beam Melting, SLM) и электронно-лучевая плавка (Electron Beam Melting, EBM) представляют собой порошковые AM-процессы, которые используют сфокусированный энергетический луч для изготовления компонентов почти чистой формы с улучшенными функциональными возможностями. Предыдущие исследования показали, что микроструктура Ti6Al4V, изготовленного методами SLM и EBM, состоит из α/α' -фазы [1–4]. Значительное количество научных источников сообщает о преимуществах процессов AM на основе порошков, и многочисленные работы были посвя-

*Адрес для переписки

Карими Джавад, д.ф.н., исследователь
 Технический университет – Горная академия Фрайберга,
 ул. Академическая, 6,
 09599, Фрайберг, Германия
 Тел.: 49 17674167886, e-mail: javadkarimimr@gmail.com

щены изучению деталей АП с целью повышения их надежности и производительности [5–8]. Однако существуют и некоторые недостатки, такие как микроструктурная неоднородность и пористость, влияющие на механические свойства [9–11].

Метод искрового плазменного спекания (Spark Plasma Sintering, SPS) позволяет спекать частицы порошка Ti6Al4V под давлением при высокой температуре и коротком времени выдержки. В процессе SPS используются импульсные электрические токи для создания локальных высоких температур на поверхности частиц порошка, что способствует их уплотнению. Несмотря на высокую скорость нагрева в процессе SPS (1000 °C/мин), скорость охлаждения низкая, что влияет на микроструктуру и механические свойства. Ян и др. (Yan et al.) [12] исследовали микроструктуру сплавов Ti6Al4V, изготовленных методами SLM и SPS, и сообщили, что микроструктура состояла из α/α' - и $\alpha+\beta$ -двойных фаз соответственно. Однако информации об анизотропии и неоднородности деталей, изготовленных методом SPS, мало.

Во многих работах сообщалось о применении стратегии лазерной переплавки деталей SLM (SLM-RM) для повышения плотности, изменения качества поверхности и снижения уровня остаточных напряжений изготовленных компонентов [13]. Мерселлис и др. (Mercelis et al.) [14] исследовали влияние лазерной переплавки (после сканирования каждого слоя) во время процесса построения SLM на уровень напряжения. Броди и др. (Brodie et al.) [15] применили переплавку для улучшения однородности материала и изучили ее влияние на микроструктуру и механические свойства. Несмотря на прогресс в области аддитивного производства Ti6Al4V, опубликовано мало работ по изучению анизотропии и неоднородности микроструктуры SLM, SLM-RM и EBM. Поэтому в настоящем исследовании изучаются микроструктура и механические свойства компонентов Ti6Al4V, изготовленных аддитивным способом с использованием процесса SLM.

Будет изучена неоднородность микроструктуры и механических свойств компонентов из сплава Ti6Al4V, изготовленных аддитивным способом. **Целью данной работы** является исследование влияния стратегии переплавки

на микроструктуру и механические свойства. Полученные результаты будут сравниваться с результатами, полученными с использованием EBM и SPS.

Методика исследований

Несколько образцов были изготовлены из газотомированных частиц порошка Ti6Al4V с использованием процессов SLM, EBM и SPS. Машина SLM в атмосфере аргона применялась для аддитивного производства деталей с толщиной слоя (layer thickness) 25 мкм и шагом сканирования (hatch distance) 20 мкм. При изготовлении был выбран угол поворота сканирования 72°. В образцах SLM-RM частицы порошка подвергались селективному плавлению, и стратегия переплавки применялась дважды с теми же параметрами обработки. Другими словами, каждый слой селективно плавился три раза. Образцы EBM были изготовлены с использованием системы EBM производства Arcam с диаметром электронного пучка ~200 мкм в вакууме при $\sim 10^{-3}$ мбар. Процесс начинался с предварительного нагрева порошка перед плавлением. Для изготовления деталей методом SPS приблизительно 10 г частиц порошка загружали в графитовую пресс-форму с внутренним диаметром 20 мм и прессовали с помощью машины SPS в вакууме $< 10^{-3}$ Па. В процессе спекания поддерживалось давление 50 МПа. Температура была повышена до 1100 °C, время выдержки составляло 10 минут.

Для исследования микроструктуры применялся растровый электронный микроскоп (РЭМ, Zeiss). Поверхностная пористость, а также распределение и размеры пустот определялись методом анализа изображений в программе ImageJ с использованием пороговой обработки по контрасту. Измерения проводились на изображениях, полученных методом оптической и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), с фиксированной глубины исследуемой поверхности. Для каждого параметра было выполнено около 50 измерений на нескольких изображениях; в работе приведены средние значения и стандартные отклонения. Кристаллическую структуру сплава изучали с помощью рентгеновского дифрактометра (Bruker) с диапазоном сканирования (scanning range) $20^\circ < 2\theta < 90^\circ$ и шагом (step size) $0,01^\circ$ вдоль направления осаждения.

Для определения размера кристаллитов (crystallite size) использовалось уравнение Шеррера (Scherrer equation):

$$D = \frac{K\lambda}{\beta \cos \theta}, \quad (1)$$

где D – размер кристаллита; K – коэффициент формы; β – ширина пика на полувысоте (full width at half maximum, FWHM); θ – угол Брэгга (Bragg angle) для пика; λ – длина волны (wavelength) рентгеновского излучения (например, $\lambda_{\text{Cu-K}\alpha} = 1,5406 \text{ \AA}$).

Параметры решетки (lattice parameters), рассчитанные на основе закона Брэгга и уравнения расстояния между плоскостями для гексагональной структуры, следующие:

$$\frac{1}{d^2} = \frac{4}{3} \left(\frac{h^2 + hk + k^2}{a^2} \right) + \frac{l^2}{c^2}; \quad (2)$$

$$\lambda = 2d \sin \theta, \quad (3)$$

где d – межплоскостное расстояние; h , k и l – индексы Миллера; a и c – постоянные решетки.

Твердость измеряли на твердомере Виккерса (INDENTEC) при нагрузке 5 кгс и времени выдержки 10 секунд.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлена морфология частиц порошка и их распределение по размерам. Видно, что порошок имеет узкое распределение с $D_{10} \sim 30$ мкм и $D_{90} \sim 63$ мкм. Диаметр большинства частиц равен или меньше 42 мкм (D_{50}). Представлено изображение частиц порошка, полученное с помощью СЭМ. Видно, что частицы порошка имеют сферическую форму. Кроме того, можно наблюдать прилипшие к частицам порошка частицы-спутники.

На рис. 2 показаны рентгеновские дифрактограммы (XRD) частиц порошка Ti6Al4V и объемных образцов Ti6Al4V, включая as-SLM, SLM-RM, EBM и SPS. Рентгеновские дифрактограммы образцов, изготовленных методом SLM, демонстрируют наличие α/α' -фазы. Полученные результаты согласуются с данными [16–19]. Поскольку α и α' имеют одинаковую кристаллическую структуру, гексагональную плотноупакованную (ГПУ), и близкие параметры решетки, то было трудно различить две фазы. Аналогичные положения пиков рентгеновской дифракции в ди-

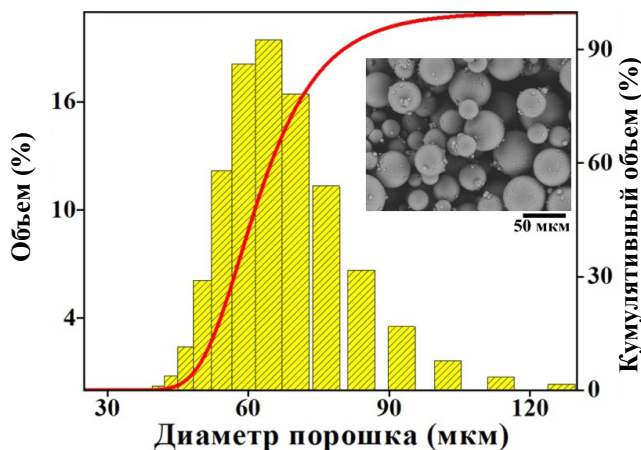


Рис. 1. Гистограмма распределения частиц порошка Ti6Al4V, показывающая зависимость частоты от диаметра частиц. Средний размер частиц порошка составил 45 ± 14 мкм. На снимке СЭМ видны частицы порошка Ti6Al4V, имеющие почти сферическую форму

Fig. 1. Histogram of Ti-6Al-4V powder particle size distribution (frequency vs. diameter). The average particle size was determined to be $45 \pm 14 \mu\text{m}$. The inset shows an SEM image of the Ti-6Al-4V powder particles, revealing a nearly spherical morphology

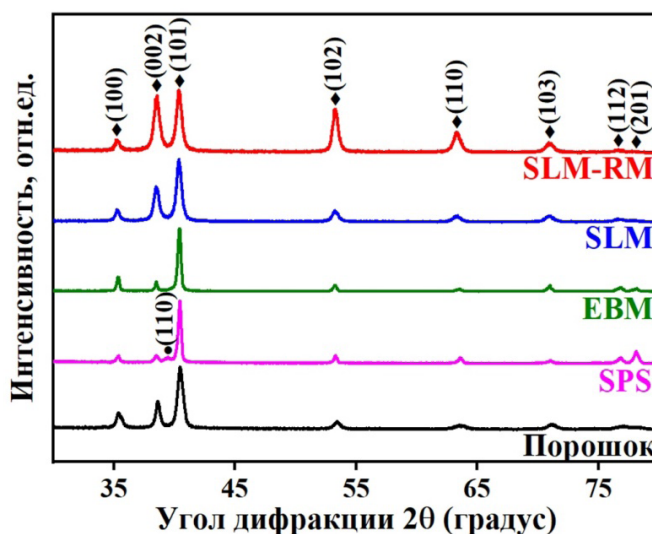


Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы частиц порошка Ti6Al4V и образцов, изготовленных с помощью процессов SPS, EBM, SLM и SLM-RM

Fig. 2. XRD patterns of Ti-6Al-4V powder particles and samples fabricated via SPS, EBM, SLM, and SLM-RM processes

апазоне $30 \dots 75^\circ$ были обнаружены для образцов SLM и SLM-RM в готовом виде. Однако между двумя дифрактограммами наблюдается наличие слабой кристаллографической текстуры. Пики

α/α' в образцах SLM шире, чем в образцах EBM. Следовательно, образцы SLM имеют более тонкую фазу α/α' , чем образцы EBM. В образце, полученном методом SPS, наблюдалась дифракция как ОЦК, так и ГПУ. ОЦК и ГПУ подтверждают существование α - и β -фаз соответственно. Кроме того, было оценено влияние стратегии переплавки образцов, полученных методом SLM, на струк-

турные данные, включая размер кристаллитов и параметр решетки (α), и проведено сравнение с данными, полученными методами EBM и SPS. Размер кристаллитов и параметр решетки (α) изготовленных деталей представлены в таблице. Размер кристаллитов образца, изготовленного с использованием процесса SLM, составил ~ 17 нм, что меньше, чем у EBM и SPS.

Размер кристаллитов для газоатомизированного порошка и образцов, изготовленных с помощью процессов SPS, EBM, SLM и SLM-RM

Crystallite size for the gas-atomized powder and samples fabricated via SPS, EBM, SLM, and SLM-RM processes

Параметр	Порошок / Powder	SPS	EBM	SLM	SLM-RM
Размер кристаллитов, нм / Crystallite size (nm)	16 ± 3	25 ± 5	32 ± 7	18 ± 2	17 ± 1
Параметр решетки (α), нм / Lattice parameter (α) (nm)	0,2919	0,2923	0,2925	0,2929	0,2927

На рис. 3, *a–г* представлены СЭМ-изображения образцов Ti6Al4V, изготовленных с использованием методов SLM, SLM-RM, EBM и SPS. Микроструктура образцов, изготовленных аддитивным методом, состоит из α/α' -фазы. Ахмед и др. (Ahmed et al.) [20] исследовали влияние скорости охлаждения на микроструктуру сплавов Ti6Al4V. Они сообщили, что скорость охлаждения выше 410 °C/с приводит к формированию полностью мартенситной микроструктуры. В процессах аддитивного производства, таких как SLM, скорость охлаждения очень высокая и превышает скорость охлаждения в традиционных производственных процессах, таких как литье. С другой стороны, SPS имеет гораздо более низкую скорость охлаждения, чем AM, и микроструктура образца SPS состоит из $\alpha+\beta$ -пластинчатой структуры. Длина пластин в образцах, полученных методами SLM, SLM-RM, EBM и SPS, была измерена по СЭМ-изображениям. Можно заметить, что пластины имеют разную длину. Длина пластин измерялась, результаты представлены на рис. 3, *л*. Как видно, при SLM и SPS пластины более длинные по сравнению с пластинами, полученными при EBM (рис. 3, *л*). Длина пластин уменьшается при лазерной переплавке.

Кроме того, была измерена твердость образцов, изготовленных с помощью SLM, EBM и SPS; результаты показаны на рис. 3, *к*. Можно заметить, что средняя твердость по Виккерсу образцов, изготовленных SLM, увеличилась с 335 HV для исходного SLM до 368 HV для SLM-RM (рис. 3, *к*). Изменение твердости, вероятно, объясняется различием в морфологии микроструктуры. Исходный образец SLM показал более высокую твердость по сравнению с образцами EBM и SPS. Более того, изменение величин твердости образцов Ti6Al4V, изготовленных с использованием различных процессов, включая SLM, EBM и SPS, проиллюстрировано в виде контурных графиков на рис. 3, *д–з*. Картирование твердости применялось в качестве инструмента для количественной оценки неоднородности образцов, что важно для понимания поведения материала. Изменение твердости (неоднородность) уменьшилось, и образец, по видимому, стал более однородным при стратегии повторного плавления. Можно отметить, что твердость при EBM более однородна.

Были исследованы плотность и распределение поверхностной пористости деталей, изготовленных с использованием SLM, EBM и SPS, а среднее значение и отклонение размера по-

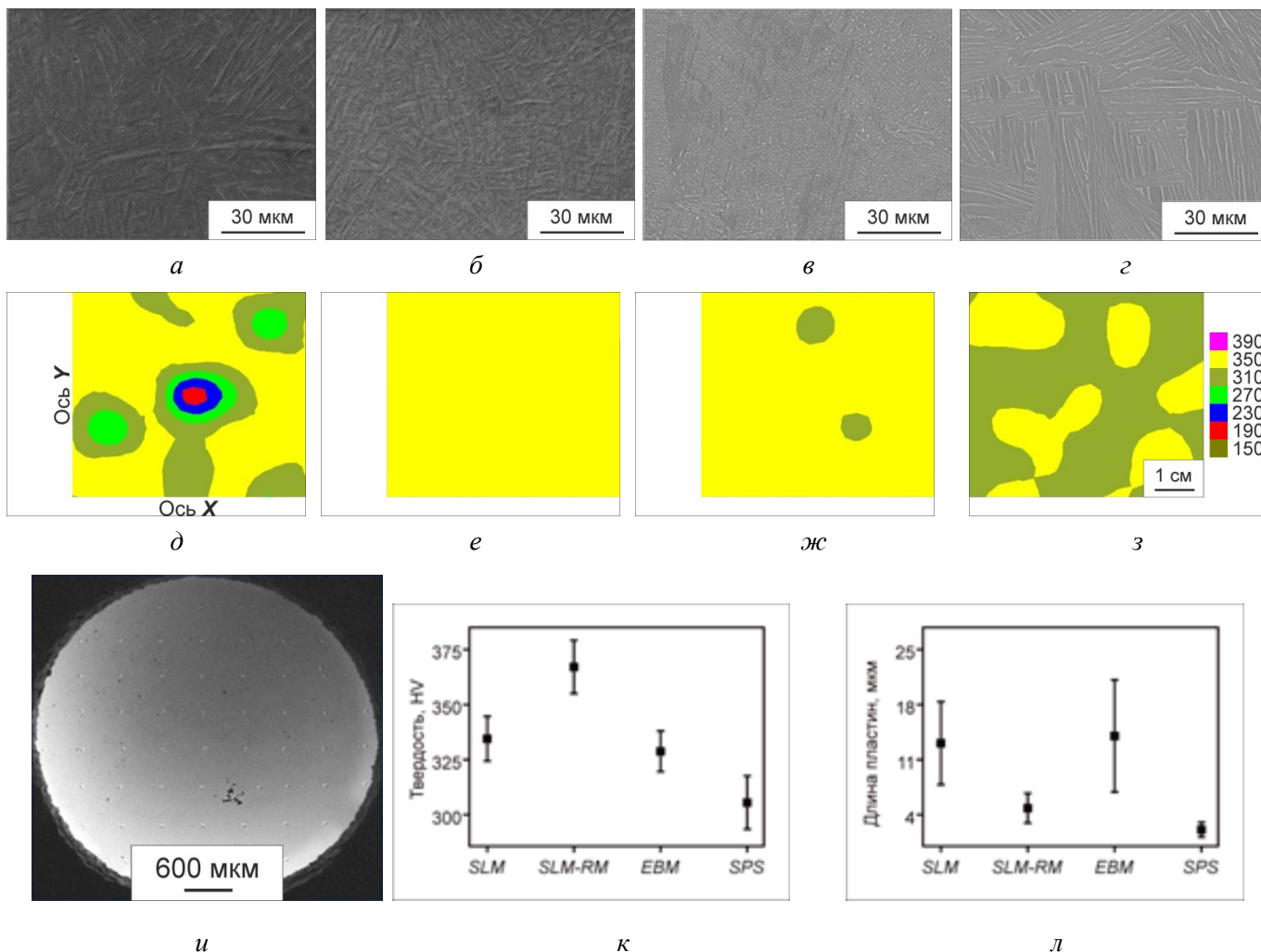


Рис. 3. СЭМ-изображения образцов Ti6Al4V, изготовленных с использованием SLM (а), SLM-RM (б), EBM (в), SPS (г). Контурная карта значений твердости образцов: SLM (д), SLM-RM (е), EBM (ж), SPS (з), оптическое микроскопическое изображение точек отпечатков твердости (и), сравнение твердости по Виккерсу образцов Ti6Al4V, изготовленных методами SLM, SLM-RM, EBM SPS (к), длина пластин в образцах SLM, SLM-RM, EBM и SPS (л)

Fig. 3. SEM images of Ti-6Al-4V specimens fabricated using: SLM (a), SLM-RM (б), EBM (в), SPS (г). Contour maps for hardness values of the samples: as-built SLM (д), SLM-RM (е), EBM (ж), SPS (з), optical microscope image of hardness indentation points (и), comparison of Vickers hardness of Ti-6Al-4V specimens fabricated via SLM, SLM-RM, EBM, and SPS (к), length of lamellae in SLM, SLM-RM, EBM, and SPS samples (л)

верхностной пористости показаны на рис. 4, д. Поверхностная пористость в SLM преимущественно имеет нерегулярную форму (рис. 4, а). Средний размер поверхностной пористости уменьшался при использовании стратегии переплавки (SLM-RM), а непроплавная пористость (нерегулярная форма) исчезала (рис. 4, б). Однако наблюдаются газовые пористости сферической формы. Чжоу и др. (Zhou et al.) [16] изготовили сплав TC4 с помощью SLM в вакууме (без присутствия защитного газа с положительным давлением) и сравнили результаты с результатами, полученными с помощью обычного SLM

(с присутствием защитного газа). Они сообщили, что пористость SLM в вакууме была ниже, чем у обычного SLM. Видно, что средний размер пор в образце EBM (рис. 4, в) ниже, чем в образцах SLM (рис. 4, а) и SPS (рис. 4, г).

Выводы

Были исследованы и сравнены микроструктуры и механические свойства деталей из сплава Ti6Al4V, полученных методами SLM, SLM-RM, EBM и SPS. Микроструктуры и механические свойства деталей из сплава Ti6Al4V, изготовлен-

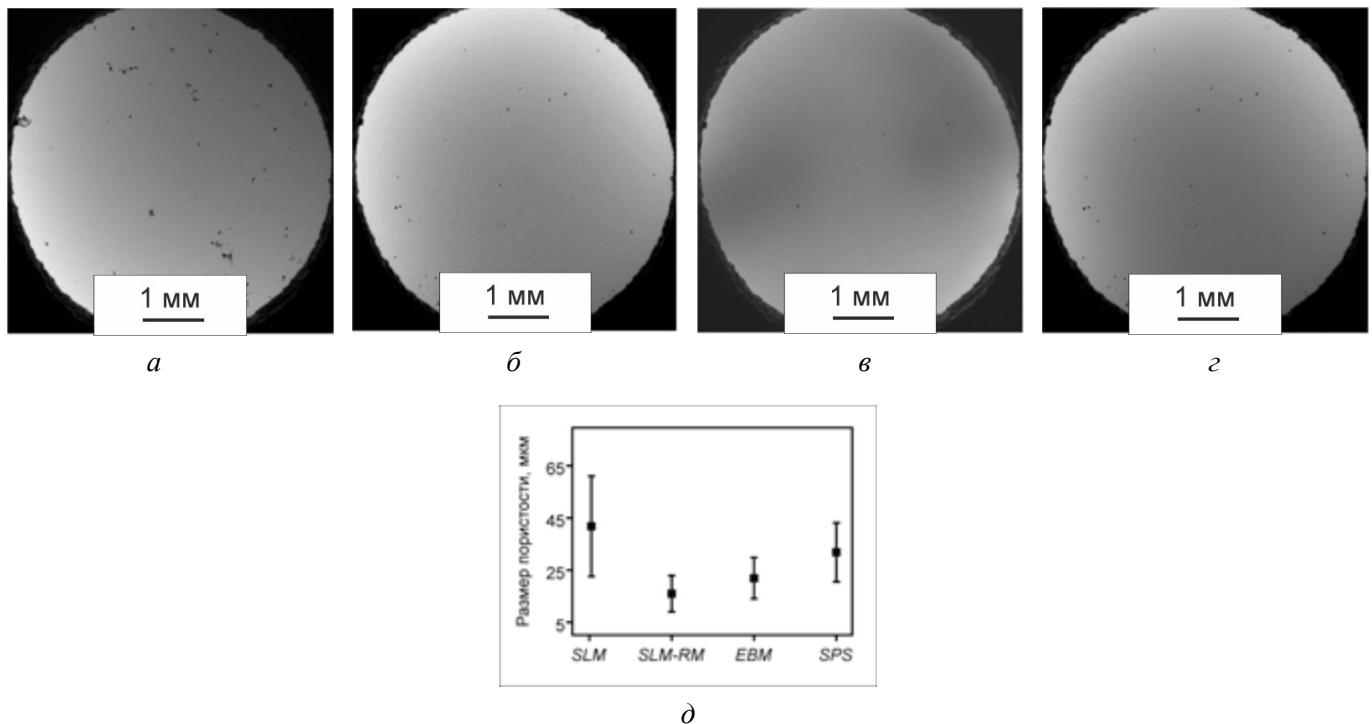


Рис. 4. Пористость поверхности изготовленных деталей для SLM (а), SLM-RM (б), EBM (в), SPS (г). Средний размер пор для образцов, изготовленных методами SLM, SLM-RM, EBM и SPS (д)

Fig. 4. Surface porosity of parts fabricated via SLM (a), SLM-RM (б), EBM (в), SPS (г). Average pore size for samples fabricated via SLM, SLM-RM, EBM, and SPS (д)

ных методом аддитивного плавления SLM, сравнивались с характеристиками деталей, изготовленных с использованием стратегии переплавки, а также методов EBM и SPS. Микроструктура образцов, полученных аддитивными методами, т. е. SLM, SLM-RM и EBM, состояла из α/α' -фазы. Спеченные частицы порошка Ti6Al4V с помощью SPS показали двухфазную структуру, состоящую из $\alpha+\beta$ -фазовой структуры. Твердость образцов, полученных методом SLM, оказалась выше, чем у образцов, полученных методом EBM и SPS. Средняя твердость образцов, полученных методом SLM, составила 335 HV, а под воздействием стратегии переплавки (SLM-RM) она увеличилась до 368 HV. Кроме того, изменение твердости (неоднородность) образцов SLM уменьшилось, и образец, по-видимому, стал более однородным при использовании стратегии переплавки. Поверхностная пористость наблюдалась в образцах, полученных методом SLM, EBM и SPS. Поверхностная пористость образцов, полученных методом SLM, была выше, чем у образцов, полученных методами EBM и SPS. Однако отсутствие пористости, вызванное сплавлением, исчезало при применении стратегии переплавки.

Список литературы

1. Microstructure and mechanical behavior of Ti-6Al-4V produced by rapid-layer manufacturing, for biomedical applications / L.E. Murr, S.A. Quinones, S.M. Gaytan, M.I. Lopez, A. Rodela, E.Y. Martinez, D.H. Hernandez, E. Martinez, F. Medina, R.B. Wicker // Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials. – 2009. – Vol. 2. – P. 20–32. – DOI: 10.1016/j.jmbbm.2008.05.004.
2. A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V / L. Thijs, F. Verhaeghe, T. Craeghs, J.V. Humbeeck, J.-P. Kruth // Acta Materialia. – 2010. – Vol. 58 (9). – P. 3303–3312. – DOI: 10.1016/j.actamat.2010.02.004.
3. Vilaro T., Colin C., Bartout J.D. As-fabricated and heat-treated microstructures of the Ti-6Al-4V alloy processed by selective laser melting // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2011. – Vol. 42. – P. 3190–3199. – DOI: 10.1007/s11661-011-0731-y.
4. Ductility of a Ti-6Al-4V alloy produced by selective laser melting of prealloyed powders / L. Facchini, E. Magalini, P. Robotti, A. Molinari, S. Höges, K. Wissenbach // Rapid Prototyping Journal. – 2010. – Vol. 16 (6) – P. 450–459. – DOI: 10.1108/13552541011083371.
5. Linear patterning of high entropy alloy by additive manufacturing / J. Karimi, P. Ma, Y.D. Jia,



K.G. Prashanth // *Manufacturing Letters*. – 2020. – Vol. 24. – P. 9–13. – DOI: 10.1016/j.mfglet.2020.03.003.

6. Karimi J., Antonov M., Prashanth K.G. Effect of wear debris entrapment on the tribological performance of AlCoCrFeNi produced by selective laser melting or spark plasma sintering // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2022. – Vol. 53. – P. 4004–4010. – DOI: 10.1007/s11661-022-06805-z.

7. Karimi J., Kollo L., Prashanth K.G. Characterization of gas-atomized equiatomic AlCoCrFeNi powder for additive manufacturing // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2023. – Vol. 54. – P. 3417–3424. – DOI: 10.1007/s11661-023-07129-2.

8. Karimi J., Kollo L., Prashanth K.G. Tailoring anisotropy and heterogeneity of selective laser melted Ti6Al4V alloys // *Transactions of the Indian National Academy of Engineering*. – 2023. – Vol. 8. – P. 245–251. – DOI: 10.1007/s41403-023-00393-z.

9. Influence of substructures on the selective laser melted Ti-6Al-4V alloy as a function of laser re-melting / J. Karimi, M.S. Xie, Z. Wang, K.G. Prashanth // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2021. – Vol. 68. – P. 1387–1394. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.06.059.

10. Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: a critical review / Y. Kok, X.P. Tan, P. Wang, M.L.S. Nai, N.H. Loh, E. Liu, S.B. Tor // *Materials & Design*. – 2018. – Vol. 139. – P. 565–586. – DOI: 10.1016/j.matdes.2017.11.021.

11. Anisotropy in local microstructure – Does it affect the tensile properties of the SLM samples? / T. Maity, N. Chawake, J.T. Kim, J. Eckert, K.G. Prashanth // *Manufacturing Letters*. – 2018. – Vol. 15. – P. 33–37. – DOI: 10.1016/j.mfglet.2018.02.012.

12. Comparison study on microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloys fabricated by powder-based selective-laser-melting and sintering methods / Q. Yan, B. Chen, N. Kang, X. Lin, S. Lv, K. Kondoh, S. Li, J.S. Li // *Materials Characterization*. – 2020. – Vol. 164. – P. 110358. – DOI: 10.1016/j.matchar.2020.110358.

13. Karimi J. Microstructural homogenisation of selective laser melted Ti6Al4V and CoCrFeMnNi high-entropy alloys: Doctoral Thesis. – Tallinn University of Technology, Estonia, 2022.

14. Mercelis P., Kruth J.P. Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting // *Rapid Prototyping Journal*. – 2006. – Vol. 12. – P. 254–265. – DOI: 10.1108/13552540610707013.

15. Remelt processing and microstructure of selective laser melted Ti25Ta / E.G. Brodie, A.E. Medvedev, J.E. Frith, M.S. Dargusch, H.L. Fraser, A. Molotnikov // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2020. – Vol. 820. – P. 153082. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.153082.

16. A study of the microstructures and mechanical properties of Ti6Al4V fabricated by SLM under vacuum / B. Zhou, J. Zhou, H. Li, F. Lin // *Materials Science and Engineering: A*. – 2018. – Vol. 724. – P. 1–10. – DOI: 10.1016/j.msea.2018.03.021.

17. Formation and control of martensite in Ti-6Al-4V alloy produced by selective laser melting / J. Yang, H. Yu, J. Yin, M. Gao, Z. Wang, X. Zeng // *Materials & Design*. – 2016. – Vol. 108. – P. 308–318. – DOI: 10.1016/j.matdes.2016.06.117.

18. Compression deformation behavior of Ti-6Al-4V alloy with cellular structures fabricated by electron beam melting / X.Y. Cheng, S.J. Li, L.E. Murr, Z.B. Zhang, Y.L. Hao, R. Yang, F. Medina, R.B. Wicker // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. – 2012. – Vol. 16. – P. 153–162. – DOI: 10.1016/j.jmbbm.2012.10.005.

19. Automated determination of grain features for wire arc additive manufacturing / J. Karimi, A. Bohlen, N. Kamboj, T. Seefeld // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2023. – Vol. 32. – P. 10402–10411. – DOI: 10.1007/s11665-023-08266-w.

20. Ahmed T., Rack H.J. Phase transformations during cooling in $\alpha+\beta$ titanium alloys // *Materials Science and Engineering: A*. – 1998. – Vol. 243. – P. 206–211. – DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00802-2.

Конфликт интересов

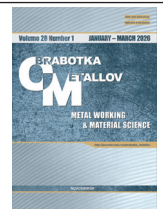
Автор заявляет об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Автор. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V: a comparison between selective laser melting, electron beam melting, and spark plasma sintering

Javad Karimi *

Technische Universität Bergakademie Freiberg, 6 Akademiestraße, Freiberg, 09599, Germany

<https://orcid.org/0000-0002-2733-206X>, javadkarimimr@gmail.com

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 26 July 2025

Revised: 11 October 2025

Accepted: 17 December 2025

Available online: 15 March 2026

Keywords:

Titanium alloy
Additive manufacturing
Selective laser melting
Electron beam melting
Spark plasma sintering
Microstructure
Remelting

ABSTRACT

Introduction. *Ti-6Al-4V* is one of the most commonly used $\alpha+\beta$ titanium alloys in various industries due to its excellent specific strength and corrosion resistance. Additive manufacturing (AM) processes enable the production of *Ti-6Al-4V* parts with complex geometries. However, defects and microstructural inhomogeneity in the fabricated parts can adversely affect their mechanical properties. **Purpose of the work.** The purpose of this study is to investigate the microstructure and mechanical properties of *Ti-6Al-4V* parts. The defect density and inhomogeneity in the microstructure and mechanical properties of parts fabricated by selective laser melting (SLM), electron beam melting (EBM), and spark plasma sintering (SPS) were examined. The inhomogeneity in mechanical properties, specifically hardness, was quantified. Furthermore, the effects of a laser remelting strategy on microstructural homogeneity were studied. **Research methods.** *Ti-6Al-4V* parts were fabricated using additive manufacturing processes, namely SLM and EBM. Parts were also produced via the SPS method. A laser remelting strategy (scanning each layer three times) was applied during the SLM process. The effects of laser remelting on defects, microstructure, and mechanical properties were studied and compared with standard SLM (scanning each layer once), EBM, and SPS. **Results and discussion.** A lamellar α/α' microstructure was observed in the SLM samples, both in the as-built and remelted conditions (denoted as SLM and SLM-RM, respectively). The hardness of the SLM sample (335 HV) was found to be higher than that of the SPS sample (305 HV). Application of the remelting strategy in SLM led to an increase in hardness and improved its homogeneity. The average size and shape irregularity of porosities in the SLM samples were analyzed; it was observed that surface porosity decreased with the implementation of the remelting strategy. Laser remelting significantly influences the performance of the SLM process. The results demonstrate that these synthesis processes yield *Ti-6Al-4V* alloys with distinct microstructural and mechanical properties.

For citation: Karimi J. Microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V: a comparison between selective laser melting, electron beam melting, and spark plasma sintering. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 1, pp. 253–261. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.1-253-261. (In Russian).

References

1. Murr L.E., Quinones S.A., Gaytan S.M., Lopez M.I., Rodela A., Martinez E.Y., Hernandez D.H., Martinez E., Medina F., Wicker R.B. Microstructure and mechanical behavior of Ti-6Al-4V produced by rapid-layer manufacturing, for biomedical applications. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2009, vol. 2, pp. 20–32. DOI: 10.1016/j.jmbbm.2008.05.004.
2. Thijs L., Verhaeghe F., Craeghs T., Humbeeck J.V., Kruth J.P. A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V. *Acta Materialia*, 2010, vol. 58 (9), pp. 3303–3312. DOI: 10.1016/j.actamat.2010.02.004.
3. Vilaro T., Colin C., Bartout J.D. As-fabricated and heat-treated microstructures of the Ti-6Al-4V alloy processed by selective laser melting. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, vol. 42, pp. 3190–3199. DOI: 10.1007/s11661-011-0731-y.

* Corresponding author

Karimi Javad, Doctor of Philological Sciences, Researcher
Technische Universität Bergakademie Freiberg,
6 Akademiestraße,
09599, Freiberg, Germany
Tel.: 49 17674167886, e-mail: javadkarimimr@gmail.com



4. Facchini L., Magalini E., Robotti P., Molinari A., Höges S., Wissenbach K. Ductility of a Ti-6Al-4V alloy produced by selective laser melting of prealloyed powders. *Rapid Prototyping Journal*, 2010, vol. 16 (6), pp. 450–459. DOI: 10.1108/13552541011083371.
5. Karimi J., Ma P., Jia Y.D., Prashanth K.G. Linear patterning of high entropy alloy by additive manufacturing. *Manufacturing Letters*, 2020, vol. 24, pp. 9–13. DOI: 10.1016/j.mfglet.2020.03.003.
6. Karimi J., Antonov M., Prashanth K.G. Effect of wear debris entrapment on the tribological performance of AlCoCrFeNi produced by selective laser melting or spark plasma sintering. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2022, vol. 53, pp. 4004–4010. DOI: 10.1007/s11661-022-06805-z.
7. Karimi J., Kollo L., Prashanth K.G. Characterization of gas-atomized equiatomic AlCoCrFeNi powder for additive manufacturing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2023, vol. 54, pp. 3417–3424. DOI: 10.1007/s11661-023-07129-2.
8. Karimi J., Kollo L., Prashanth K.G. Tailoring anisotropy and heterogeneity of selective laser melted Ti6Al4V alloys. *Transactions of the Indian National Academy of Engineering*, 2023, vol. 8, pp. 245–251. DOI: 10.1007/s41403-023-00393-z.
9. Karimi J., Xie M.S., Wang Z., Prashanth K.G. Influence of substructures on the selective laser melted Ti-6Al-4V alloy as a function of laser re-melting. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, vol. 68, pp. 1387–1394. DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.06.059.
10. Kok Y., Tan X.P., Wang 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, pp. 565–586. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.11.021.
11. Maity T., Chawake N., Kim J.T., Eckert J., Prashanth K.G. Anisotropy in local microstructure – Does it affect the tensile properties of the SLM samples? *Manufacturing Letters*, 2018, vol. 105, pp. 33–37. DOI: 10.1016/j.mfglet.2018.02.012.
12. Yan Q., Chen B., Kang N., Lin X., Lv S., Kondoh K., Li S., Li J.S. Comparison study on microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloys fabricated by powder-based selective-laser-melting and sintering methods. *Materials Characterization*, 2020, vol. 164, p. 110358. DOI: 10.1016/j.matchar.2020.110358.
13. Karimi J. *Microstructural homogenisation of selective laser melted Ti6Al4V and CoCrFeMnNi high-entropy alloys*. Doctoral Thesis. Tallinn University of Technology, Estonia, 2022.
14. Mercelis P., Kruth J.P. Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting. *Rapid Prototyping Journal*, 2006, vol. 12, pp. 254–265. DOI: 10.1108/13552540610707013.
15. Brodie E.G., Medvedev A.E., Frith J.E., Dargusch M.S., Fraser H.L., Molotnikov A. Remelt processing and microstructure of selective laser melted Ti25Ta. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 820, p. 153082. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.153082.
16. Zhou B., Zhou J., Li H., Lin F. A study of the microstructures and mechanical properties of Ti6Al4V fabricated by SLM under vacuum. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 724, pp. 1–10. DOI: 10.1016/j.msea.2018.03.021.
17. Yang J., Yu H., Yin J., Gao M., Wang Z., Zeng X. Formation and control of martensite in Ti-6Al-4V alloy produced by selective laser melting. *Materials & Design*, 2016, vol. 108, pp. 308–318. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.06.117.
18. Cheng X.Y., Li S.J., Murr L.E., Zhang Z.B., Hao Y.L., Yang R., Medina F., Wicker R.B. Compression deformation behavior of Ti-6Al-4V alloy with cellular structures fabricated by electron beam melting. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2012, vol. 16, pp. 153–162. DOI: 10.1016/j.jmbbm.2012.10.005.
19. Karimi J., Bohlen A., Kamboj N., Seefeld T. Automated determination of grain features for wire arc additive manufacturing. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2023, vol. 32, pp. 10402–10411. DOI: 10.1007/s11665-023-08266-w.
20. Ahmed T., Rack H.J. Phase transformations during cooling in $\alpha+\beta$ titanium alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 1998, vol. 243, pp. 206–211. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00802-2.

Conflicts of Interest

The author declares no conflict of interest.