

УДК 621.791.92: 620.186.82

doi: 10.18698/0536-1044-2022-9-30-42

# Влияние технологических параметров на структуру металла изделий, полученных методом прямого лазерного выращивания из титанового порошка VT6

Д.А. Ронжин, А.Г. Григорьянц, А.А. Холопов

МГТУ им. Н.Э. Баумана

## Effect of Operational Parameters on Metal Structure in Products Manufactured by Direct Laser Deposition from VT6 Titanium Powder

D.A. Ronzhin, A.G. Grigoryants, A.A. Kholopov

Bauman Moscow State Technical University

Прямое лазерное выращивание — эффективный подход к производству или ремонту металлических изделий, — представляющий собой послойное создание трехмерного твердого объекта. Структура наплавленного металла оказывает наибольшее влияние на механические свойства выращенных деталей, поэтому важно определить особенности формирования их микроструктуры. Выполнен анализ микроструктуры наплавленных на подложку образцов сплава VT6, изготовленную методом поковки из титанового сплава VT6. При разных режимах наплавки и последующей термической обработке получены образцы с различной структурой. Для всех режимов определены характерные особенности формирования микроструктуры. Исследовано влияние термообработки на структуру образцов после лазерной наплавки в исходном состоянии и после термообработки. Результаты исследования могут быть использованы для снижения затрат на ремонт и изготовление деталей из титановых сплавов в газотурбинных двигателях.

**Ключевые слова:** лазерное выращивание, титановый сплав, твердость, микроструктура, порошковая наплавка

Direct laser deposition is an efficient approach to manufacturing or repairing a range of metal goods. The process involves creating a three-dimensional solid object layer by layer. The weld metal structure primarily affects mechanical properties of the deposited parts, making it important to establish the specifics of microstructure formation. We analysed the microstructure of VT6 alloy samples deposited on a substrate forged from the same VT6 titanium alloy. Different modes of deposition and subsequent heat treatment resulted in samples with differing structures. We established characteristic features of microstructure formation for all modes. We investigated the effect of heat treatment on the sample structure after laser welding in the initial state and after heat treatment. The results obtained may help reduce the cost of repairing and manufacturing titanium alloy parts for gas turbine engines.

**Keywords:** laser deposition, titanium alloy, hardness, microstructure, powder deposition

Прямое лазерное выращивание (ПЛВ) — одна из самых перспективных технологий ремонта и изготовления крупногабаритных изделий. ПЛВ относится к аддитивным технологиям, в основе которых лежит принцип послойного изготовления деталей по 3D-модели из сплавов на основе титана, железа и никеля [1–6].

Особенностью ПЛВ является способ подачи материала в зону обработки. Порошковый материал попадает непосредственно в область воздействия лазерного луча, происходит плавление порошка и создание ванны расплава, после кристаллизации образуется сварной валик толщиной  $h$ . Рабочий инструмент перемещается на высоту, меньшую или равную высоте сварного валика. Процесс повторяется и продолжается до тех пор, пока не будет построена полная трехмерная геометрическая модель [7–9].

Использование ПЛВ вместо традиционных технологий литья,ковки и механической обработки позволяет получать изделия и детали сложной геометрической формы, что снижает количество отходов и затрат на последующую обработку [10–12]. В связи с этим аддитивные технологии могут занять достойное место в производстве изделий из титановых сплавов.

Титановые сплавы широко используют при производстве деталей и конструкций авиационной промышленности. Эти сплавы сочетают в себе высокие удельную прочность, коррозионную стойкость и трещиностойкость. Благодаря таким свойствам титановые сплавы применяют для изготовления деталей и узлов газотурбинных двигателей [13, 14].

Использование титановых сплавов ограничено определенными теплофизическими и механическими свойствами. Вследствие низкой теплопроводности и высокой прочности таких сплавов их механическая обработка и обработка давлением становятся сложным процессом, требующим больших трудозатрат. Все эти факторы снижают экономическую эффективность традиционных методов производства изделий из титановых сплавов.

Титановый сплав ВТ6 благодаря легирующим элементам обладает низкой чувствительностью к водороду, минимальной склонностью к солевой коррозии и хорошей обрабатываемостью. Он относится к двухфазным ( $\alpha + \beta$ ) сплавам мартенситного и переходного типов.

Производство деталей из титанового сплава включает в себя не только трансформацию из жидкого состояния в твердое ( $\beta$ ), но и переход

из объемно-центрированной кубической  $\beta$ -фазы в гексагональную плотноупакованную  $\alpha$ -фазу при дальнейшем охлаждении.

Процесс ПЛВ, заключающийся в послойном нанесении и переплавлении порошка, приводит к многократным циклам нагрева и охлаждения нижележащих слоев, включая переплав, повторный нагрев и фазовые трансформации предыдущего(их) слоя (слоев). Формирование микроструктуры при аддитивном производстве является сложным процессом и зависит от любого изменения его параметров, которые влияют на скорость охлаждения и повторный нагрев.

Анализ публикаций [15–25] выявил большое количество исследований по оптимизации процесса выращивания, определения структуры и механических свойств титанового сплава ВТ6 методом ПЛВ. В работах [26–29] показано, что в образцах из титановых сплавов, полученных методом ПЛВ, образуются  $\alpha/\alpha'$ -фазы. Благодаря последующей термической обработке (ТО) или горячему изостатическому прессованию (HIP), появляются  $\alpha + \beta$ -фазы.

В статье [8] отмечено, что после ТО или HIP микроструктуры из игольчатого  $\alpha'$ -мартенсита преобразуются в пластинчатую  $\alpha + \beta$ -фазу. В работе [30] установлено, что равномерно распределенная пластинчатая ( $\alpha + \beta$ )-микроструктура сформирована при более низких скоростях охлаждения, чем при  $\beta$ -переходе в процессе ТО. Это увеличивает поверхностную твердость за счет упрочняющего твердого раствора ванадия.

В трудах [17–21, 26] выявлено существенное влияние различных сочетаний мощности лазерного излучения и скорости наплавки на морфологию микроструктурных особенностей. В результате циклического нагрева, направленного теплоотвода и быстрого охлаждения наблюдались уникальные микроструктурные особенности, такие как столбчатые  $\beta$ -зерна и мелкая  $\alpha$ -структура.

Анализ литературных источников показал, что образование стабильной  $\alpha + \beta$ -фазы требует низких скоростей выращивания, т. е. уменьшения производительности, либо последующей ТО или HIP, либо создания условий для снижения скорости охлаждения образцов.

Структурная чувствительность механических свойств титановых сплавов обуславливает необходимость изучения особенностей формирования микроструктуры в процессе ПЛВ деталей. Исследованы особенности микроструктуры

ры наплавленных слоев из сплава ВТ6, широко применяемого в аэрокосмической промышленности. В качестве подложки использованы кованные заготовки из сплава ВТ-6.

Цель работы — определение условий образования  $\alpha + \beta$ -фазы в процессе выращивания образцов из титанового сплава ВТ-6. Для снятия остаточных напряжений и сохранения исходной микроструктуры подложки выбраны режимы ТО.

**Методика исследований.** Экспериментальные исследования процессов наплавки проводили в МГТУ им. Н.Э. Баумана на универсальном комплексе прямого лазерного выращивания КЛП-400. В комплексе КЛП-400 принята стандартная пятиосевая схема, состоящая из порталных трехлинейных координат и наклонно-поворотного стола с двумя вращательными координатами [31]. В качестве источника излучения использовали волоконный лазер мощностью 3 кВт с длиной волны излучения 1,07 мкм (рис. 1).

Мощность лазерного излучения варьировали в диапазоне 480...720 Вт, скорость перемещения лазерного луча (далее скорость перемещения луча) — 400...1000 мм/мин, массовый расход порошка — 1,5...7,5 г/мин.

Некоторые из изготовленных образцов подвергали ТО в цилиндрической печи при низком

вакууме ( $5 \cdot 10^{-5}$  мбар). Перед нагревом камеру продували потоком аргона. Образцы отжигали при температуре 650 °С в течение 2 ч и охлаждали в печи.

Такая ТО позволила снять остаточные напряжения, не влияя на исходную микроструктуру подложки, в качестве которой использовали кованую титановую пластину из сплава ВТ6.

При выращивании образцов применяли сферический порошок ПТН-6.ВТ6 с частицами фракции 80...160 мкм производства ООО «Нормин», имеющий следующий химический состав, мас. %: Al — 5,8; V — 4,3; Fe — 0,13; O — 0,14; H — 0,006; N — 0,030; C — 0,016; Ti — остальное.

Измерения микротвердости по Виккерсу проводили по ГОСТ 9450–76 («Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников») при нагрузке 100 гс с помощью автоматического микротвердомера Leica (Австрия). Для определения типа микроструктуры и изменения размера зерен применяли сканирующий электронный микроскоп Quanta 650 компании FEI (США).

Перед исследованиями микроструктуры образцы подвергали шлифовке с использованием бумаги из SiC зернистостью 600...4000, полировке алмазными суспензиями с размером зерна 3,00 и 0,25 мкм и окончательной полировке суспензией коллоидного кремнезема.

После измерения микротвердости по Виккерсу образцы протравливали реактивом Кролля для исследования микроструктуры.

### Результаты исследования и их обсуждение.

Структура материала подложки из сплава ВТ-6, приведенная на рис. 2, а, имеет глобулярное пластинчатое строение, характерное для высокотемпературной обработки давлением.

Зона термического влияния (ЗТВ) образуется на границе раздела слой–подложка из-за частичного плавления последней. Структура материала пластины в ЗТВ имеет мелкоигльчатое внутризеренное строение на фоне глобулярных выделений  $\alpha$ -фазы (рис. 2, б).

Основными параметрами режима наплавки, определяющими производительность ПЛВ, являются скорость перемещения луча, мощность лазерного излучения, диаметр пятна на поверхности подложки или слоя и расход порошка. С их помощью регулируют геометрические характеристики единичных валиков, от которых зависит высота слоя.



Рис. 1. Внешний вид лазерного комплекса КЛП-400

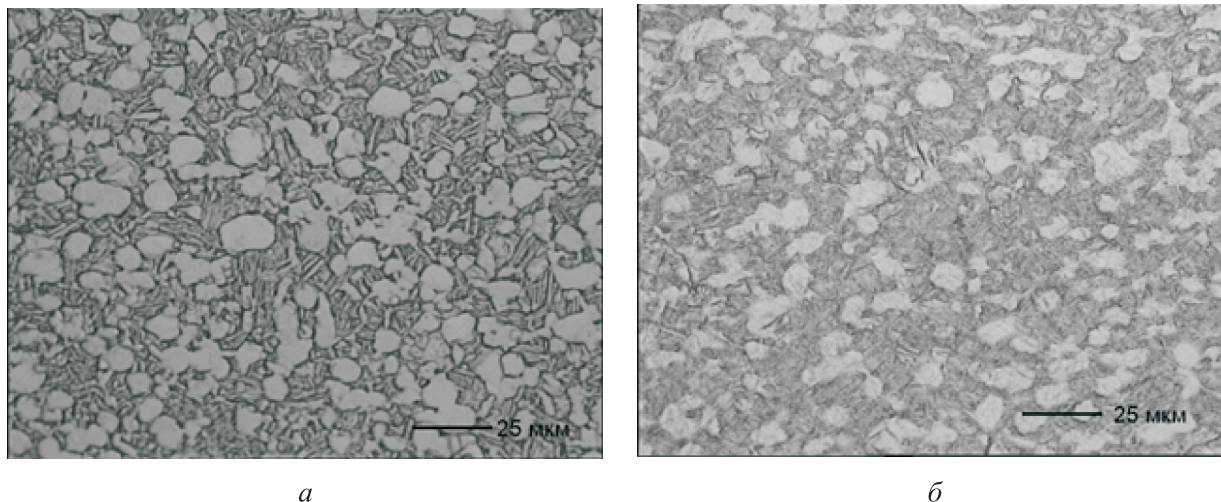


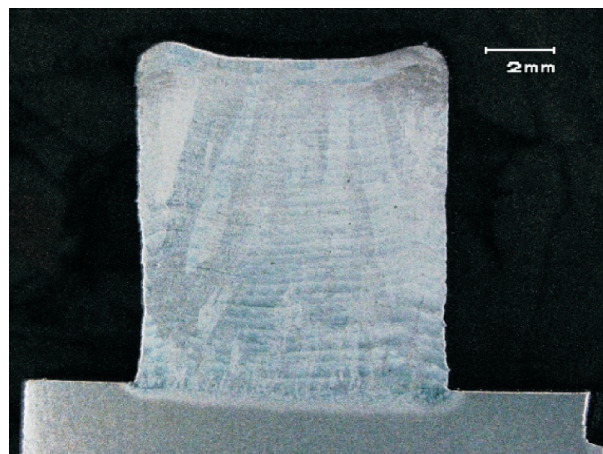
Рис. 2. Микроструктуры основного металла (а) и ЗТВ (б) подложки из сплава ВТ-6

В процессе роста детали помимо возникновения газовых пор, вызванных недостаточной защитой, образуются дефекты в виде несплавлений. Их появление обусловлено неоптимальными геометрическими характеристиками единичных валиков и неправильно выбранным расстоянием между ними в пределах одного слоя.

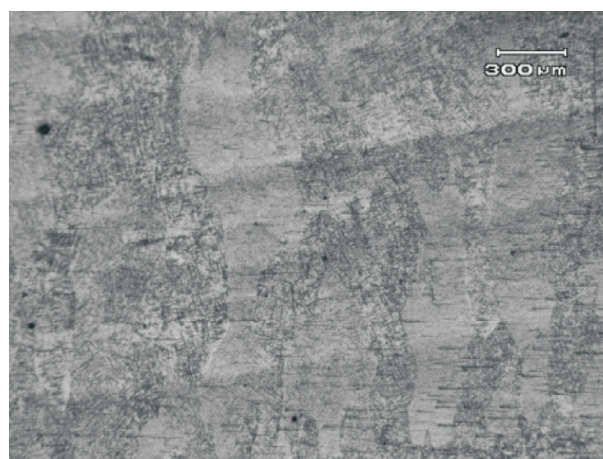
Для выбора бездефектного режима варьировали скорость перемещения луча и мощность лазерного излучения. В ходе экспериментов расстояние между слоями и толщина слоя оставались неизменными и составляли 0,5 мм. Это оптимальное смещение, при котором размер дефектов в виде пор и несплавлений является минимальным.

Фотографии продольного сечения образца, выращенного при мощности лазерного излучения  $P = 480$  Вт и скорости перемещения луча  $v = 400$  мм/мин, приведена на рис. 3. Структура образца имеет слоистое строение с линейным размером зерен 0,4...1,6 мм, микроструктура материала в выращенном слое — игольчатое строение с выделениями широких пластин  $\alpha$ -фазы по границам  $\beta$ -зерен. В выращенном слое наблюдаются поры округлой формы размером до 0,10 мм, расположенные по всей поверхности шлифа.

Микроструктура образца, выращенного при мощности лазерного излучения  $P = 600$  Вт и скорости перемещения луча  $v = 600$  мм/мин, приведенная на рис. 4, также имеет игольчатое строение с выделениями широких пластин  $\alpha$ -фазы по границам  $\beta$ -зерен. Размер зерен уменьшился до 0,50...1,23 мм.



а



б

Рис. 3. Структуры макротемплета (а) и слоя (б) образца, выращенного при мощности лазерного излучения  $P = 480$  Вт и скорости перемещения луча  $v = 400$  мм/мин

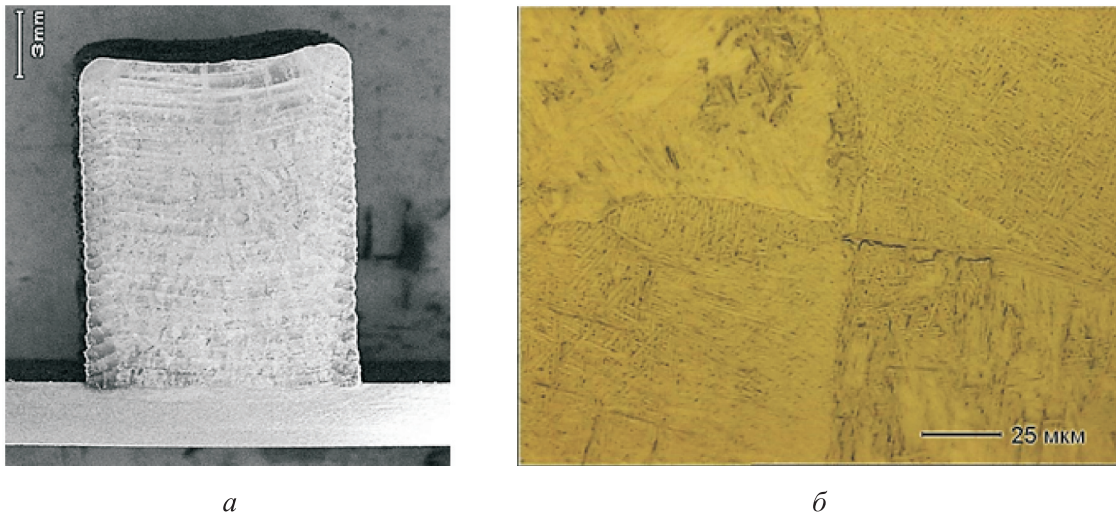


Рис. 4. Структуры макротемплета (а) и слоя (б) образца, выращенного при мощности лазерного излучения  $P = 600$  Вт и скорости перемещения луча  $v = 600$  мм/мин

Максимальный размер газовых пор также снизился до 66 мкм. На границе слоев наблюдается участок с несплавлениями протяженностью 0,8 мм, ориентированных в цепочку вдоль линии сплавления (рис. 5, а). Сцепление между материалом пластины и слоем плотное, на границе сплавления с материалом пластины отмечается наличие пор размером до 90 мкм и единичного участка с несплавлением размером 100×50 мкм (рис. 5, б).

Микроструктура образца, выращенного в том же режиме после ТО при температуре 650 °С и выдержке в течение 2 ч представляет собой вытянутые поперек предполагаемых линий сплавления β-зерна с крупнопластинчатым внутризерненным строением и выраженной

кристаллографической ориентацией. Оконтуривания границ зерен α-фазой не наблюдается. Видимые первичные зерна β-фазы свидетельствуют об их явном росте в процессе ТО (рис. 6).

При увеличении скорости перемещения луча до 800 мм/мин макро- и микроструктуры существенных отличий не получают, средний размер зерен составляет 0,6...1,2 мм. Однако снижение погонной мощности положительным образом сказывается на сплошности формирования слоев. Отмечается лишь наличие единичных пор округлой формы размером до 0,08 мм, дефектов в виде несплавлений не наблюдается. Сцепление между материалом пластины и слоем плотное, на границе сплавления с материалом

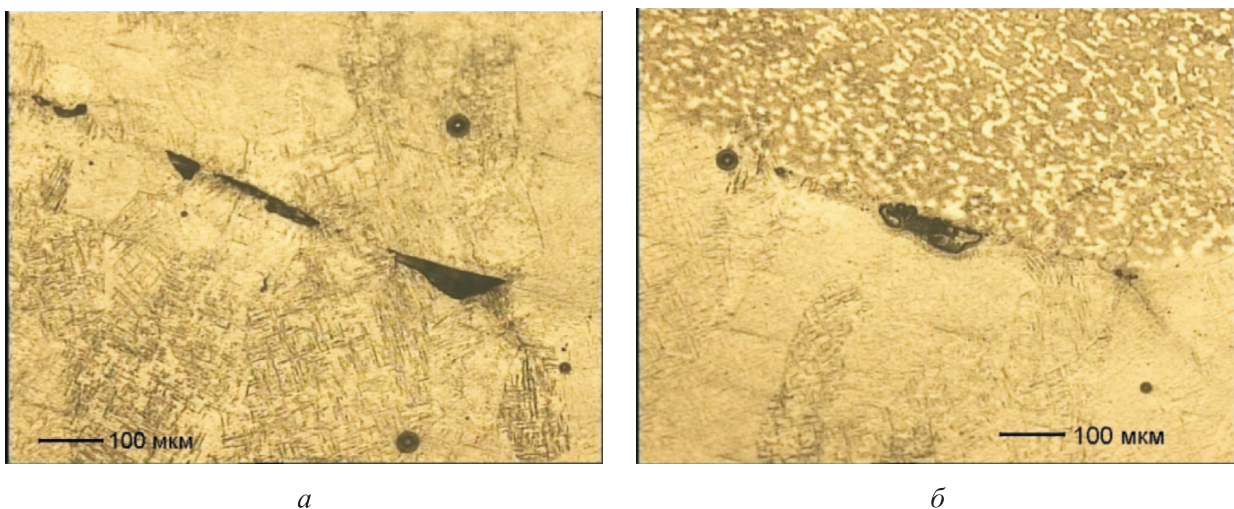


Рис. 5. Фотографии пор и несплошностей в выращенном слое (а) и переходном слое подложка — выращенный слой (б)

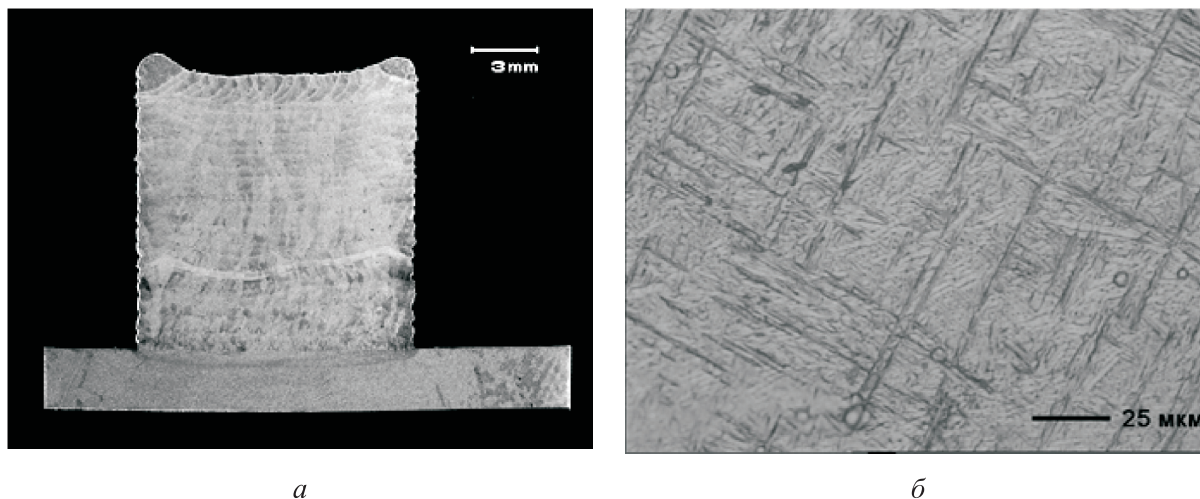


Рис. 6. Структуры макротемплета (а) и слоя (б) образца, выращенного при мощности лазерного излучения  $P = 600$  Вт и скорости перемещения луча  $v = 600$  мм/мин, после ТО

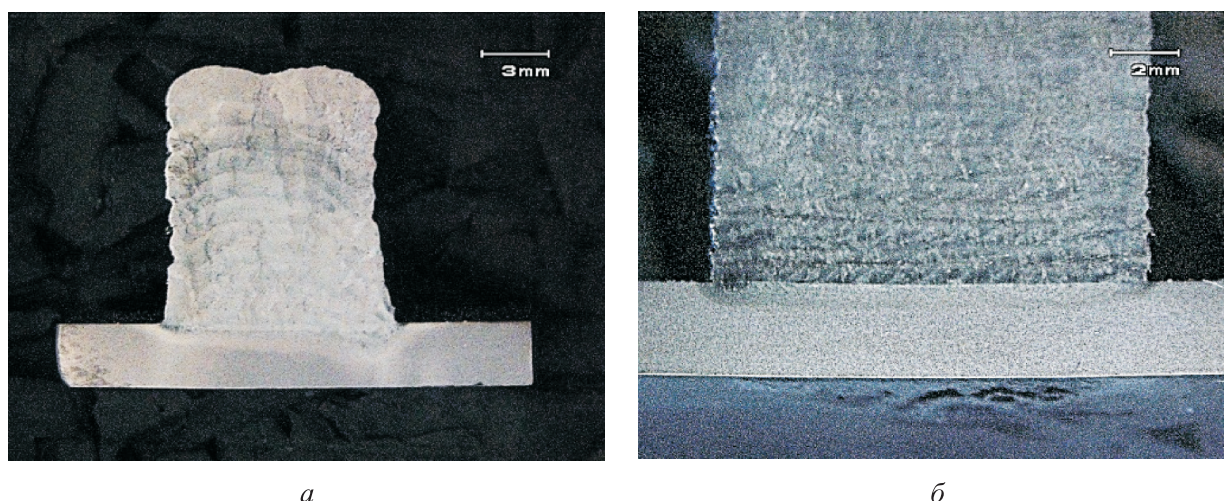


Рис. 7. Структуры макротемплета образца, выращенного при мощности лазерного излучения  $P = 600$  Вт и скорости перемещения луча  $v = 800$  мм/мин, до ТО (а) и после ТО (б)

дефектов в виде пор нет, несплавления также отсутствуют.

Микроструктуры образца, выращенного при мощности лазерного излучения  $P = 600$  Вт и скорости перемещения луча  $v = 800$  мм/мин, до ТО и после ТО при температуре  $650$  °С и выдержке в течение 2 ч приведены на рис. 7 и 8.

При увеличении скорости перемещения луча до  $1000$  мм/мин пористость и несплошность получаемых образцов возрастает. В материале образца наблюдаются участки с несплавлениями, ориентированными в цепочку и расположенными вдоль линии сплавления максимальной протяженностью  $\sim 0,15$  мм, и единичные участки максимальным диаметром до  $0,86$  мм. На границе сплавления с материалом пластины, а также в выращенных слоях отмечается наличие многочисленных пор округлой формы диа-

метром до  $0,10$  мм, расположенных как по границам зерен, так и внутри.

Микроструктура материала образца представляет собой вытянутые поперек предполагаемых линий сплавления  $\beta$ -зерна с крупнопластинчатым внутризеренным строением и выраженной кристаллографической ориентацией. При этом оконтуривания границ зерен  $\alpha$ -фазой не наблюдается.

Структура образца, выращенного при мощности лазерного излучения  $P = 600$  Вт и скорости перемещения луча  $v = 1000$  мм/мин, после ТО при температуре  $T = 650$  °С и выдержке в течение 2 ч приведена на рис. 9.

Установлено, что микротвердость подложки и выращенного слоя практически не меняются. Микротвердость подложки составила  $3030 \dots 3050$  HV. После ТО микротвердость подложки

увеличилась до 3060...3256 HV. Микротвердость выращенного слоя до ТО и после ТО колебалась в пределах 3501...4001 HV.

Замечено, что с уменьшением скорости перемещения луча микротвердость ЗТВ растет. Так, при  $v = 800$  мм/мин микротвердость ЗТВ соста-

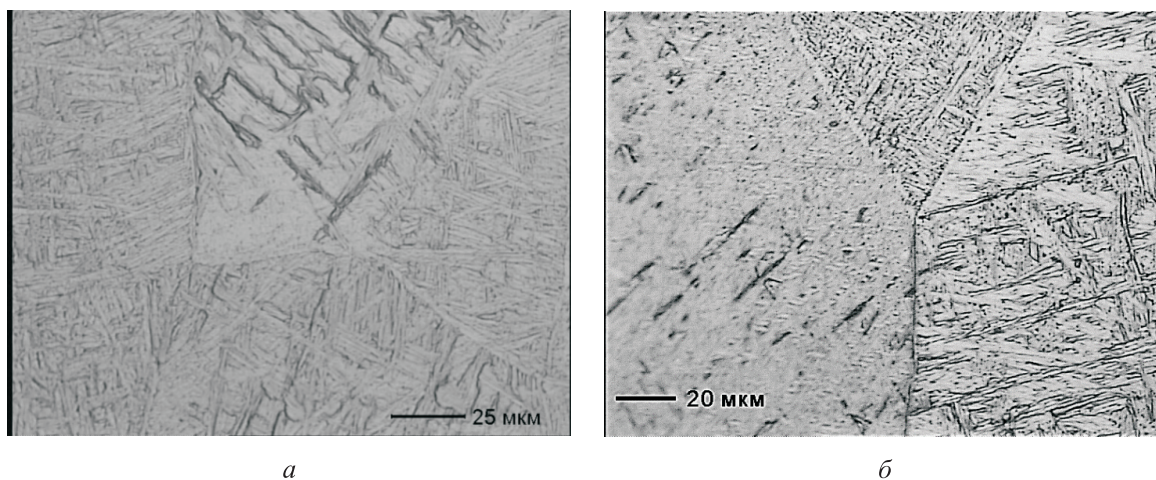


Рис. 8. Структуры слоя образца, выращенного при мощности лазерного излучения  $P = 600$  Вт и скорости перемещения луча  $v = 800$  мм/мин, до ТО (а) и после ТО (б)

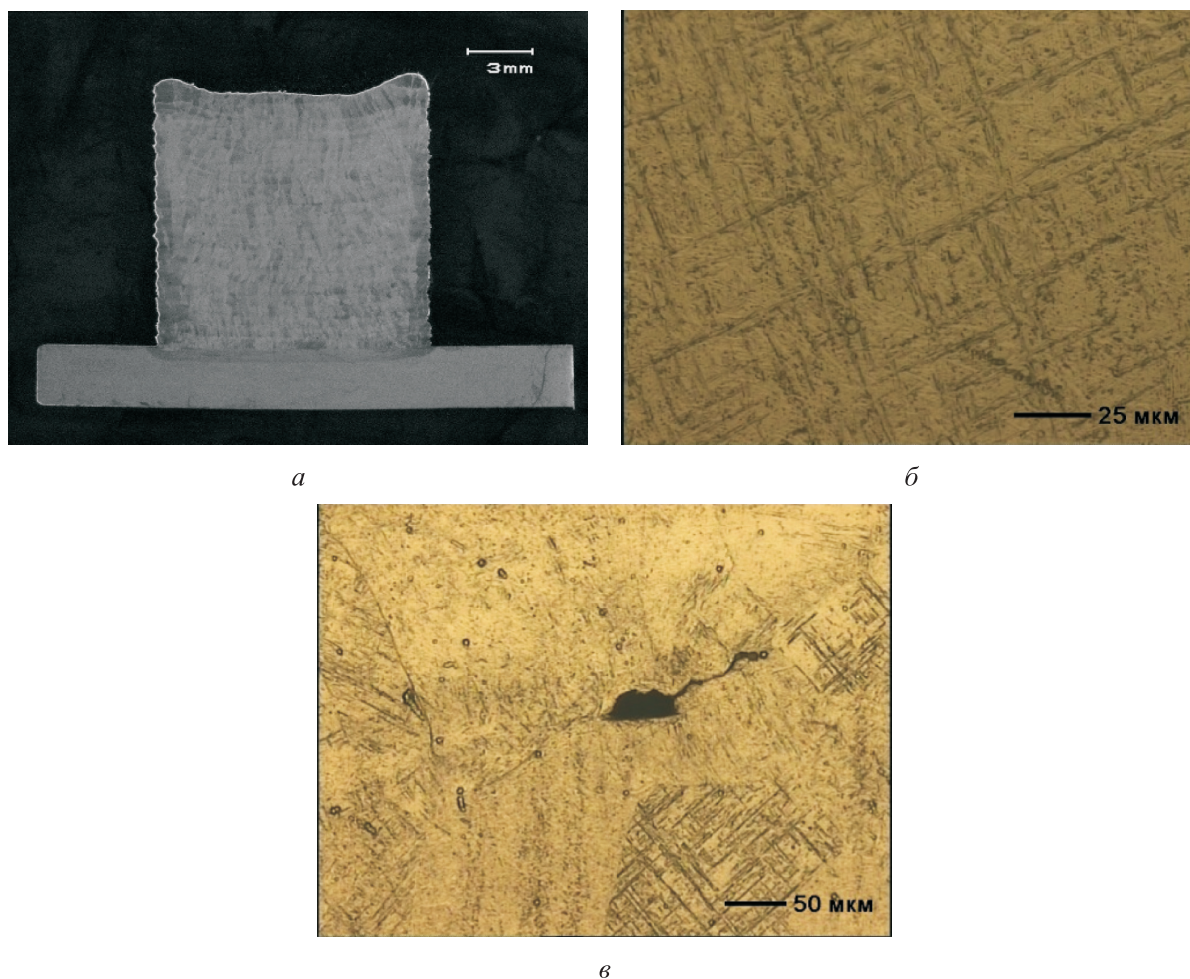


Рис. 9. Фотографии образца, выращенного при мощности лазерного излучения  $P = 600$  Вт и скорости перемещения луча  $v = 1000$  мм/мин, после ТО: а — структура макротемплета; б — структура слоя; в — несплавление

## Результаты замеров микротвердости

Р, Вт	Режим обработки		Среднее значение микротвердости HV <sub>100</sub> , МПа		
	ν, мм/мин	ТО	выращенного слоя	ЗТВ	материала пластины
480	400	–	3825...4001	3432...3599	3030...3050
600	600	–	3501	3266	3060
600	800	–	3727	3530	3334
600	800	+	3795...3864	3452	3148...3256
600	1000	+	3530	3285	3060

*Примечание.* Знак «–» указывает на отсутствие ТО, знак «+» — на наличие ТО.

вила 3266 HV, а при  $\nu = 400$  мм/мин — 3599 HV. После ТО наблюдалась обратная зависимость: при  $\nu = 800$  мм/мин микротвердость ЗТВ равнялась 3452 HV, а при  $\nu = 600$  мм/мин — 3266 HV. Средние значения микротвердости образцов приведены в таблице.

Полученные образцы характеризовались игольчатой микроструктурой, которая формировалась на границах зерен  $\beta$ -фазы и постепенно заполняла все зерновое пространство. При мощности лазерного излучения  $P = 600$  Вт и скорости перемещения луча  $\nu = 400, 600, 800$  и  $1000$  мм/мин различие между микроструктурами можно объяснить разными значениями плотности энергии и скорости охлаждения.

Увеличение мощности лазерного излучения и/или уменьшение скорости перемещения луча повышает плотность энергии и скорость охлаждения. Поэтому можно утверждать, что более высокая мощность лазерного излучения или более низкая скорость перемещения луча способствуют формированию тонких микроструктур и высокой твердости по Виккерсу.

Для получения изделий из титановых сплавов методом ПЛВ наиболее предпочтителен режим со скоростью перемещения луча  $\nu = 800$  мм/мин и мощностью лазерного излучения  $P = 600$  Вт. В образце отсутствуют дефекты в виде несплавлений. При изменении скорости

перемещения луча происходит незначительный рост зерен и увеличение содержания  $\beta$ -фазы, что приводит к появлению дефектов. Сформированная микроструктура аналогична полученной в работах [32–34].

## Выводы

1. В процессе исследования выявлены локальные дефекты — поры и несплавления, размеры которых максимально уменьшены оптимизацией режимов. Установлены оптимальные режимы ПЛВ изделий из титанового сплава ВТ6. Микроструктура образца имеет игольчатое строение с выделениями широких пластин  $\alpha$ -фазы по границам  $\beta$ -зерен.

2. Показано, что твердость по Виккерсу связана с размером зерна: чем мельче размер, тем больше твердость. Следовательно, повышение мощности лазерного излучения или уменьшение скорости перемещения луча увеличивают твердость по Виккерсу.

3. Для определения основных характеристик материала необходимо провести дополнительные испытания. В дальнейшем полученные результаты будут использованы для создания образцов и углубленного исследования их механических свойств на растяжение, ударную вязкость и усталостную прочность.

## Литература

- [1] Turichin G.A., Somonov V.V., Babkin K.D. et al. High-speed direct laser deposition: technology, equipment and materials. *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, 2016, vol. 125, art. 012009, doi: <https://doi.org/10.1088/1757-899X/125/1/012009>
- [2] Turichin G.A., Klimova O.G., Babkin K.D. et al. Effect of thermal and diffusion processes on formation of the structure of weld metal in laser welding of dissimilar materials. *Met. Sci. Heat Treat.*, 2014, vol. 55, no. 9–10, pp. 569–574, doi: <https://doi.org/10.1007/s11041-014-9671-7>
- [3] Ravi G.A., Dance C., Dilworth S. et al. Fabrication of large Ti–6Al–4V structures by direct laser deposition. *J. Alloys Compd.*, 2015, vol. 629, pp. 351–361, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.12.234>



- [4] Rauch E., Unterhofer M., Dallasega P. Industry sector analysis for the application of additive manufacturing in smart and distributed manufacturing systems. *Manuf. Lett.*, 2018, vol. 15-B, pp. 126–131, doi: <https://doi.org/10.1016/j.mfglet.2017.12.011>
- [5] Piili H., Happonen A., Väistö T. et al. Cost estimation of laser additive manufacturing of stainless steel. *Phys. Procedia*, 2015, vol. 78, pp. 388–396, doi: <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2015.11.053>
- [6] Gu D. New metallic materials development by laser additive manufacturing. In: *Laser surface engineering*. Woodhead, 2015, pp. 163–180, doi: <https://doi.org/10.1016/B978-1-78242-074-3.00007-6>
- [7] Dutta B., Palaniswamy S., Choi J. et al. Additive manufacturing by direct metal deposition. *Adv. Mater. Process.*, 2011, vol. 169, no. 5, pp. 33–36.
- [8] Shamsaei N., Yadollahi A., Bian L., et al. An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part I: Transport phenomena, modeling and diagnostics. *Addit. Manuf.*, 2015, vol. 8, pp. 12–35, doi: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2015.07.002>
- [9] Cheikh H.E., Courant B., Branchu S. et al. Direct Laser Fabrication process with coaxial powder projection of 316L steel. Geometrical characteristics and microstructure characterization of wall structures. *Opt. Lasers Eng.*, 2012, vol. 50, no. 21, pp. 1779–1784, doi: <https://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2012.07.002>
- [10] Attaran M. The rise of 3-D printing: The advantages of additive manufacturing over traditional manufacturing. *Bus. Horiz.*, 2017, vol. 60, no. 5, pp. 677–688, doi: <https://doi.org/10.1016/j.bushor.2017.05.011>
- [11] DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S. et al. Additive manufacturing of metallic components. Process, structure and properties. *Prog. Mater. Sci.*, 2018, vol. 92, pp. 112–224, doi: <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>
- [12] Turichin G.A., Travyanov A.Y., Petrovskiy P.V. et al. Prediction of solidification behaviour and microstructure of Ni based alloys obtained by casting and direct additive laser growth. *Mater. Sci. Technol.*, 2016, vol. 32, no. 8, pp. 746–751, doi: <https://doi.org/10.1179/1743284715Y.0000000134>
- [13] Uhlmann E., Kersting R., Klein T.B. et al. Additive manufacturing of titanium alloy for aircraft components. *Procedia CIRP*, 2015, vol. 35, pp. 55–60, doi: <https://doi.org/10.1016/j.procir.2015.08.061>
- [14] Singha P., Pungotra H., Kalsi N.S. On the characteristics of titanium alloys for the aircraft applications. *Mater. Today: Proc.*, 2017, vol. 4, no. 8, pp. 8971–8982, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.07.249>
- [15] Semiatin S.L., Kobryn P.A., Roush E.D. et al. Plastic flow and microstructure evolution during thermomechanical processing of laser-deposited Ti-6Al-4V preforms. *Metall. Mater. Trans. A*, 2001, vol. 32, no. 7, pp. 1801–1811, doi: <https://doi.org/10.1007/s11661-001-0156-0>
- [16] Wu X., Sharman R., Mei J. et al. Direct laser fabrication and microstructure of a burn-resistant Ti alloy. *Mater. Des.*, 2002, vol. 23, no. 3, pp. 239–247, doi: [https://doi.org/10.1016/S0261-3069\(01\)00086-3](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(01)00086-3)
- [17] Wu X., Mei J. Near net shape manufacturing of components using direct laser fabrication technology. *J. Mater. Process. Technol.*, 2003, vol. 135, no. 2–3, pp. 266–270, doi: [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(02\)00906-8](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(02)00906-8)
- [18] Wu X., Sharman R., Mei J. et al. Microstructure and properties of a laser fabricated burn-resistant Ti alloy. *Mater. Des.*, 2004, vol. 25, no. 2, pp. 103–109, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2003.10.004>
- [19] Wu X., Liang J., Mei J. et al. Microstructures of laser-deposited Ti-6Al-4V. *Mater. Des.*, 2004, vol. 25, no. 2, pp. 137–144, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2003.09.009>
- [20] Kelly S.M., Kampe S.L. Microstructural evolution in laser-deposited multilayer Ti-6Al-4V builds: Part I. Microstructural characterization. *Metall. Mater. Trans. A*, 2004, vol. 35, no. 6, pp. 1861–1867, doi: <https://doi.org/10.1007/s11661-004-0094-8>
- [21] Wang F., Mei J., Wu X. Microstructure study of direct laser fabricated Ti alloys using powder and wire. *Appl. Surf. Sci.*, 2006, vol. 253, no. 3, pp. 1424–1430, doi: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2006.02.028>

- [22] Dinda G.P., Song L., Mazumder J. Fabrication of Ti-6Al-4V scaffolds by direct metal deposition. *Metall. Mater. Trans. A*, 2008, vol. 39, pp. 2914–2922, doi: <https://doi.org/10.1007/s11661-008-9634-y>
- [23] Alcisto J., Enriquez A., Garcia H. et al. Tensile properties and microstructures of laser-formed Ti-6Al-4V. *J. of Materi. Eng. and Perform.*, 2011, vol. 20, no. 2, pp. 203–212, doi: <https://doi.org/10.1007/s11665-010-9670-9>
- [24] Qiu C., Ravi G.A., Dance C. et al. Fabrication of large Ti-6Al-4V structures by direct laser deposition. *J. Alloys Compd.*, 2015, vol. 629, pp. 351–361, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.12.234>
- [25] Liu Q., Wang Y., Zheng H. et al. Microstructure and mechanical properties of LMD–SLM hybrid forming Ti-6Al-4V alloy. *Mater. Sci. Eng.*, 2016, vol. 660, pp. 24–33, doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.02.069>
- [26] Ravi G.A., Qiu C., Attallah M.M. Microstructural control in a Ti-based alloy by changing laser processing mode and power during direct laser deposition. *Mater. Lett.*, 2016, 179, pp. 104–108, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.05.038>
- [27] Rashkovets M., Nikulina A., Turichin G. et al. Microstructure and phase composition of Ni-based alloy obtained by high-speed direct laser deposition. *J. of Materi. Eng. and Perform.*, 2018, vol. 27, no. 12, pp. 6398–6406, doi: <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3722-y>
- [28] Isakov A.E., Matveeva V.A., Chukaeva M.A. Development of chemisorbent based on metallic waste for cleaning mine water from molybdenum. *J. Ecol. Eng.*, 2018, vol. 19, no. 1, pp. 42–47, doi: <https://doi.org/10.12911/22998993/79454>
- [29] Turichin G.A., Klimova-Korsmik O.G., Gushchina M.O. et al. Features of structure formation in  $\alpha+\beta$  titanium alloys. *Procedia CIRP*, 2018, vol. 74, pp. 188–191, doi: <https://doi.org/10.1016/j.procir.2018.08.091>
- [30] Shaboldo O.P., Mazurov S.A., Skotnikova M.A. et al. Effect of preliminary quenching on the efficiency of hardening heat treatment of cold-deformed  $\beta$ -titanium alloy TS6. *Met. Sci. Heat. Treat.*, 2017, vol. 59, no. 5–6, pp. 370–376, doi: <https://doi.org/10.1007/s11041-017-0158-1>
- [31] Григорьянц А.Г., Ставертий А.Я., Третьяков Р.С. Пятикоординатный комплекс для выраживания деталей методом коаксиального лазерного плавления порошковых материалов. *Технология машиностроения*, 2015, № 10, с. 22–29.
- [32] Zhai Y., Galarraga H., Lados D.A. Microstructure, static properties, and fatigue crack growth mechanisms in Ti-6Al-4V fabricated by additive manufacturing: LENS and EBM. *Eng. Fail. Anal.*, 2016, vol. 69, pp. 3–14, doi: <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2016.05.036>
- [33] Carroll B.E., Palmer T.A., Beese A.M. Anisotropic tensile behavior of Ti-6Al-4V components fabricated with directed energy deposition additive manufacturing. *Acta Mater.*, 2015, vol. 87, pp. 309–320, doi: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.12.054>
- [34] Zhai Y., Galarraga H., Lados D.A. Microstructure evolution, tensile properties, and fatigue damage mechanisms in Ti-6Al-4V alloys fabricated by two additive manufacturing techniques. *Procedia Eng.*, 2015, vol. 114, pp. 658–666.

## References

- [1] Turichin G.A., Somonov V.V., Babkin K.D. et al. High-speed direct laser deposition: technology, equipment and materials. *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, 2016, vol. 125, art. 012009, doi: <https://doi.org/10.1088/1757-899X/125/1/012009>
- [2] Turichin G.A., Klimova O.G., Babkin K.D. et al. Effect of thermal and diffusion processes on formation of the structure of weld metal in laser welding of dissimilar materials. *Met. Sci. Heat Treat.*, 2014, vol. 55, no. 9–10, pp. 569–574, doi: <https://doi.org/10.1007/s11041-014-9671-7>
- [3] Ravi G.A., Dance C., Dilworth S. et al. Fabrication of large Ti-6Al-4V structures by direct laser deposition. *J. Alloys Compd.*, 2015, vol. 629, pp. 351–361, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.12.234>

- [4] Rauch E., Unterhofer M., Dallasega P. Industry sector analysis for the application of additive manufacturing in smart and distributed manufacturing systems. *Manuf. Lett.*, 2018, vol. 15-B, pp. 126–131, doi: <https://doi.org/10.1016/j.mfglet.2017.12.011>
- [5] Piili H., Happonen A., Väistö T. et al. Cost estimation of laser additive manufacturing of stainless steel. *Phys. Procedia*, 2015, vol. 78, pp. 388–396, doi: <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2015.11.053>
- [6] Gu D. New metallic materials development by laser additive manufacturing. In: Laser surface engineering. *Woodhead*, 2015, pp. 163–180, doi: <https://doi.org/10.1016/B978-1-78242-074-3.00007-6>
- [7] Dutta B., Palaniswamy S., Choi J. et al. Additive manufacturing by direct metal deposition. *Adv. Mater. Process.*, 2011, vol. 169, no. 5, pp. 33–36.
- [8] Shamsaei N., Yadollahi A., Bian L., et al. An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part I: Transport phenomena, modeling and diagnostics. *Addit. Manuf.*, 2015, vol. 8, pp. 12–35, doi: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2015.07.002>
- [9] Cheikh H.E., Courant B., Branchu S. et al. Direct Laser Fabrication process with coaxial powder projection of 316L steel. Geometrical characteristics and microstructure characterization of wall structures. *Opt. Lasers Eng.*, 2012, vol. 50, no. 21, pp. 1779–1784, doi: <https://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2012.07.002>
- [10] Attaran M. The rise of 3-D printing: The advantages of additive manufacturing over traditional manufacturing. *Bus. Horiz.*, 2017, vol. 60, no. 5, pp. 677–688, doi: <https://doi.org/10.1016/j.bushor.2017.05.011>
- [11] DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S. et al. Additive manufacturing of metallic components. Process, structure and properties. *Prog. Mater. Sci.*, 2018, vol. 92, pp. 112–224, doi: <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>
- [12] Turichin G.A., Travyanov A.Y., Petrovskiy P.V. et al. Prediction of solidification behaviour and microstructure of Ni based alloys obtained by casting and direct additive laser growth. *Mater. Sci. Technol.*, 2016, vol. 32, no. 8, pp. 746–751, doi: <https://doi.org/10.1179/1743284715Y.0000000134>
- [13] Uhlmann E., Kersting R., Klein T.B. et al. Additive manufacturing of titanium alloy for aircraft components. *Procedia CIRP*, 2015, vol. 35, pp. 55–60, doi: <https://doi.org/10.1016/j.procir.2015.08.061>
- [14] Singha P., Pungotra H., Kalsi N.S. On the characteristics of titanium alloys for the aircraft applications. *Mater. Today: Proc.*, 2017, vol. 4, no. 8, pp. 8971–8982, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.07.249>
- [15] Semiatin S.L., Kobryn P.A., Roush E.D. et al. Plastic flow and microstructure evolution during thermomechanical processing of laser-deposited Ti-6Al-4V preforms. *Metall. Mater. Trans. A*, 2001, vol. 32, no. 7, pp. 1801–1811, doi: <https://doi.org/10.1007/s11661-001-0156-0>
- [16] Wu X., Sharman R., Mei J. et al. Direct laser fabrication and microstructure of a burn-resistant Ti alloy. *Mater. Des.*, 2002, vol. 23, no. 3, pp. 239–247, doi: [https://doi.org/10.1016/S0261-3069\(01\)00086-3](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(01)00086-3)
- [17] Wu X., Mei J. Near net shape manufacturing of components using direct laser fabrication technology. *J. Mater. Process. Technol.*, 2003, vol. 135, no. 2–3, pp. 266–270, doi: [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(02\)00906-8](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(02)00906-8)
- [18] Wu X., Sharman R., Mei J. et al. Microstructure and properties of a laser fabricated burn-resistant Ti alloy. *Mater. Des.*, 2004, vol. 25, no. 2, pp. 103–109, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2003.10.004>
- [19] Wu X., Liang J., Mei J. et al. Microstructures of laser-deposited Ti-6Al-4V. *Mater. Des.*, 2004, vol. 25, no. 2, pp. 137–144, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2003.09.009>
- [20] Kelly S.M., Kampe S.L. Microstructural evolution in laser-deposited multilayer Ti-6Al-4V builds: Part I. Microstructural characterization. *Metall. Mater. Trans. A*, 2004, vol. 35, no. 6, pp. 1861–1867, doi: <https://doi.org/10.1007/s11661-004-0094-8>
- [21] Wang F., Mei J., Wu X. Microstructure study of direct laser fabricated Ti alloys using powder and wire. *Appl. Surf. Sci.*, 2006, vol. 253, no. 3, pp. 1424–1430, doi: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2006.02.028>

- [22] Dinda G.P., Song L., Mazumder J. Fabrication of Ti-6Al-4V scaffolds by direct metal deposition. *Metall. Mater. Trans. A*, 2008, vol. 39, pp. 2914–2922, doi: <https://doi.org/10.1007/s11661-008-9634-y>
- [23] Alcisto J., Enriquez A., Garcia H. et al. Tensile properties and microstructures of laser-formed Ti-6Al-4V. *J. of Materi. Eng. and Perform.*, 2011, vol. 20, no. 2, pp. 203–212, doi: <https://doi.org/10.1007/s11665-010-9670-9>
- [24] Qiu C., Ravi G.A., Dance C. et al. Fabrication of large Ti-6Al-4V structures by direct laser deposition. *J. Alloys Compd.*, 2015, vol. 629, pp. 351–361, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.12.234>
- [25] Liu Q., Wang Y., Zheng H. et al. Microstructure and mechanical properties of LMD–SLM hybrid forming Ti-6Al-4V alloy. *Mater. Sci. Eng.*, 2016, vol. 660, pp. 24–33, doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.02.069>
- [26] Ravi G.A., Qiu C., Attallah M.M. Microstructural control in a Ti-based alloy by changing laser processing mode and power during direct laser deposition. *Mater. Lett.*, 2016, 179, pp. 104–108, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.05.038>
- [27] Rashkovets M., Nikulina A., Turichin G. et al. Microstructure and phase composition of Ni-based alloy obtained by high-speed direct laser deposition. *J. of Materi. Eng. and Perform.*, 2018, vol. 27, no. 12, pp. 6398–6406, doi: <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3722-y>
- [28] Isakov A.E., Matveeva V.A., Chukaeva M.A. Development of chemisorbent based on metallic waste for cleaning mine water from molybdenum. *J. Ecol. Eng.*, 2018, vol. 19, no. 1, pp. 42–47, doi: <https://doi.org/10.12911/22998993/79454>
- [29] Turichin G.A., Klimova-Korsmik O.G., Gushchina M.O. et al. Features of structure formation in  $\alpha+\beta$  titanium alloys. *Procedia CIRP*, 2018, vol. 74, pp. 188–191, doi: <https://doi.org/10.1016/j.procir.2018.08.091>
- [30] Shaboldo O.P., Mazurov S.A., Skotnikova M.A. et al. Effect of preliminary quenching on the efficiency of hardening heat treatment of cold-deformed  $\beta$ -titanium alloy TS6. *Met. Sci. Heat. Treat.*, 2017, vol. 59, no. 5–6, pp. 370–376, doi: <https://doi.org/10.1007/s11041-017-0158-1>
- [31] Grigor'yants A.G., Stavertiy A.Ya., Tret'yakov R.S. Five-axis system for the parts growing by coaxial laser melting of powder materials. *Tekhnologiya mashinostroeniya*, 2015, no. 10, pp. 22–29.
- [32] Zhai Y., Galarraga H., Lados D.A. Microstructure, static properties, and fatigue crack growth mechanisms in Ti-6Al-4V fabricated by additive manufacturing: LENS and EBM. *Eng. Fail. Anal.*, 2016, vol. 69, pp. 3–14, doi: <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2016.05.036>
- [33] Carroll B.E., Palmer T.A., Beese A.M. Anisotropic tensile behavior of Ti-6Al-4V components fabricated with directed energy deposition additive manufacturing. *Acta Mater.*, 2015, vol. 87, pp. 309–320, doi: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.12.054>
- [34] Zhai Y., Galarraga H., Lados D.A. Microstructure evolution, tensile properties, and fatigue damage mechanisms in Ti-6Al-4V alloys fabricated by two additive manufacturing techniques. *Procedia Eng.*, 2015, vol. 114, pp. 658–666.

Статья поступила в редакцию 23.03.2022

## Информация об авторах

**РОНЖИН Дмитрий Александрович** — аспирант кафедры «Лазерные технологии в машиностроении». МГТУ им. Н.Э. Баумана (105005, Москва, Российская Федерация, 2-я Бауманская ул., д. 5, к. 1, e-mail: kynavino@bk.ru).

**ГРИГОРЬЯНЦ Александр Григорьевич** — доктор технических наук, профессор кафедры «Лазерные технологии в машиностроении». МГТУ им. Н.Э. Баумана (105005, Москва, Российская Федерация, 2-я Бауманская ул., д. 5, к. 1, e-mail: gag@bmstu.ru).

**ХОЛОПОВ Андрей Андреевич** — кандидат технических наук, доцент кафедры «Лазерные технологии в машиностроении». МГТУ им. Н.Э. Баумана (105005, Москва, Российская Федерация, 2-я Бауманская ул., д. 5, к. 1, e-mail: holopiy@yandex.ru).

## Information about the authors

**RONZHIN Dmitriy Alexandrovich** — postgraduate student, Department of Laser Technologies in Mechanical Engineering. Bauman Moscow State Technical University (105005, Moscow, Russian Federation, 2<sup>nd</sup> Baumanskaya St., Bldg. 5, Block 1, e-mail: kynavino@bk.ru).

**GRIGORYANTS Alexandr Grigorievich** — Doctor of Science (Eng.), Professor, Department of Laser Technologies in Mechanical Engineering. Bauman Moscow State Technical University (105005, Moscow, Russian Federation, 2<sup>nd</sup> Baumanskaya St., Bldg. 5, Block 1, e-mail: gag@bmstu.ru).

**KHOLOPOV Andrey Andreevich** — Candidate of Science (Eng.), Associate Professor, Department of Laser Technologies in Mechanical Engineering. Bauman Moscow State Technical University (105005, Moscow, Russian Federation, 2<sup>nd</sup> Baumanskaya St., Bldg. 5, Block 1, e-mail: holopiy@yandex.ru).

### Просьба ссылаться на эту статью следующим образом:

Ронжин Д.А., Григорьянц А.Г., Холопов А.А. Влияние технологических параметров на структуру металла изделий, полученных методом прямого лазерного выращивания из титанового порошка VT6. *Известия высших учебных заведений. Машиностроение*, 2022, № 9, с. 30–42, doi: 10.18698/0536-1044-2022-9-30-42

### Please cite this article in English as:

Ronzhin D.A., Grigoryants A.G., Kholopov A.A. Effect of Operational Parameters on Metal Structure in Products Manufactured by Direct Laser Deposition from VT6 Titanium Powder. *BMSTU Journal of Mechanical Engineering*, 2022, no. 9, pp. 30–42, doi: 10.18698/0536-1044-2022-9-30-42



## Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана предлагает читателям сборник материалов II Всероссийского конкурса студентов, аспирантов и молодых ученых с международным участием «Возобновляемая энергия планеты 2022»

В сборник вошли тезисы II Всероссийского конкурса студентов, аспирантов и молодых ученых с международным участием «Возобновляемая энергия планеты – 2022», организованного Московским государственным техническим университетом имени Н. Э. Баумана и Ассоциацией развития возобновляемой энергетики (АРВЭ) с целью развития молодежной науки и поиска новых талантливых ученых. Материалы, представленные в сборнике, посвящены поиску новых эффективных решений и разработок в области возобновляемой и водородной энергетики, экологии и защиты окружающей среды, которые открывают человечеству новые горизонты в формировании низкоуглеродной энергетики, и решению задач в рамках мировой климатической повестки.

Для научных работников и специалистов в области возобновляемых источников энергии и защиты окружающей среды, а также для широкого круга читателей, интересующихся современными достижениями науки.

### По вопросам приобретения обращайтесь:

105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5, к. 1.  
Тел.: +7 499 263-60-45, факс: +7 499 261-45-97;  
press@baumanpress.ru; <https://bmstu.press>