



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Влияние технологических параметров процесса прямого лазерного выращивания на качество формируемого объекта из титанового сплава ВТ23

Ксения Базалеева^{1,а,*}, Дарья Сафарова^{1,б}, Юлия Понкратова^{1,с}, Максим Луговой^{1,д},
Елена Цветкова^{1,е}, Андрей Алексеев^{1,ф}, Марк Железный^{1,г}, Иван Логачев^{2,з},
Федор Басков^{2,и}

¹ Российский университет дружбы народов им. Патриса Лумумбы, ул. Миклухо-Маклая, 6, г. Москва, 117198, Россия

² Университет науки и технологий МИСИС, Ленинский пр., 4, стр. 1., г. Москва, 119049, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0002-6205-3154>,  bazaleeva-ko@rudn.ru; ^б  <https://orcid.org/0000-0002-2811-8292>,  safarova_de@pfur.ru;
^с  <https://orcid.org/0009-0000-1094-3529>,  ponkratova_yuyu@rudn.ru; ^д  <https://orcid.org/0009-0007-7160-7802>,  www111www6376@gmail.com;
^е  <https://orcid.org/0009-0002-8462-1818>,  tsvetkova-ev@rudn.ru; ^ф  <https://orcid.org/0009-0008-7394-6370>,  alexeev-anvs@rudn.ru;
^г  <https://orcid.org/0000-0003-3821-6790>,  markiron@mail.ru; ^з  <https://orcid.org/0000-0002-8216-1451>,  logachev.ia@misis.ru;
^и  <https://orcid.org/0000-0001-6238-4378>,  baskov.fa@misis.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 620.18; 620.11

История статьи:

Поступила: 25 января 2024

Рецензирование: 19 февраля 2024

Принята к печати: 20 марта 2024

Доступно онлайн: 15 июня 2024

Ключевые слова:

Прямое лазерное выращивание

Титановые сплавы

Технологические параметры

Фазово-структурное состояние

АННОТАЦИЯ

Введение. Прямое лазерное выращивание (ПЛВ) рассматривается как перспективный метод формирования изделий сложной конфигурации из сплавов на основе титана, так как позволяет минимизировать применение механообработки и потери материала на отходы. В настоящее время технологический процесс ПЛВ титанового сплава ВТ23 не разработан, не исследованы особенности структуры сплава после данного метода получения, которые позволят определить область применения материала в состоянии после ПЛВ. **Цель работы.** Определение оптимальных технологических параметров процесса ПЛВ для синтеза качественных изделий из титанового сплава ВТ23. **Методы исследования.** В работе проанализированы образцы сплава, полученные в интервалах мощности лазерного излучения 700...1300 Вт с шагом 100 Вт, скорости сканирования 600...1000 мм/мин с шагом 200 мм/мин и расстояния между соседними лазерными треками 0,5...0,9L (L – ширина трека) с шагом 0,2L. Исследование элементного состава порошкового материала проводилось методами рентгенофлуоресцентного анализа и восстановительного сжигания в газоанализаторе. Структура объектов, полученных методом ПЛВ, анализировалась методами металлографического и рентгенофазового анализа, а также определялось значение их микротвердости. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что качественные объекты без трещин, с низкой пористостью могут быть синтезированы из сплава ВТ23 методом ПЛВ при использовании следующих технологических параметров: мощности лазера 700...1100 Вт, скорости сканирования 800...1000 мм/мин, расстояния между треками 0,5...0,7 от ширины отдельного трека L. Показано, что после всех исследованных режимов ПЛВ сплав ВТ23 имел дисперсную ($\alpha+\beta$) структуру типа «корзиночное плетение». Выявлено, что независимо от режима ПЛВ количество β -фазы в структуре сплава составляет ~ 30 %. Показано, что микротвердость наплавленного материала не зависит от режима ПЛВ и составляет 460 HV.

Для цитирования: Влияние технологических параметров процесса прямого лазерного выращивания на качество формируемого объекта из титанового сплава ВТ23 / К.О. Базалеева, Д.Э. Сафарова, Ю.Ю. Понкратова, М.Е. Луговой, Е.В. Цветкова, А.В. Алексеев, М.В. Железный, И.А. Логачев, Ф.А. Басков // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 186–198. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-186-198.

Введение

Титановые сплавы, обладающие высокой удельной прочностью, коррозионной стойкостью и трещиностойкостью, нашли свое приме-

нение в различных областях промышленности, в том числе в аэрокосмической отрасли [1]. Поскольку многие детали летательных аппаратов имеют сложную конфигурацию, то прямое лазерное выращивание (ПЛВ) рассматривается как перспективная технология их производства [2–5]. Дополнительным основанием для применения технологии ПЛВ при синтезе деталей из титановых сплавов является то, что эти материалы из-за высокой прочности и низкой теплопро-

*Адрес для переписки

Базалеева Ксения Олеговна, к.ф.-м.н.

Российский университет дружбы народов им. Патриса Лумумбы,

ул. Миклухо-Маклая, 6,

117198, г. Москва, Россия

Тел.: +7 905 760-12-32, e-mail: bazaleeva-ko@rudn.ru

водности плохо обрабатываются механически, а ПЛВ позволяет формировать сложнопрофильные изделия при минимальном использовании механической обработки. Кроме того, минимизация мехобработки позволяет снизить долю отходов дорогостоящего сплава.

Известно, что качество синтезируемых методом ПЛВ объектов зависит от технологических параметров процесса. Под качеством в данном случае подразумевается отсутствие макродефектов, а именно трещин и пор, которые могут формироваться при лазерной перекристаллизации порошкового материала. Во многих исследованиях авторы, варьируя мощность лазерного излучения, скорость сканирования лазера, скорость подачи порошка, диаметр лазерного пятна на поверхности, расстояние между лазерными треками и даже режим работы лазера (импульсный/непрерывный) [5], проводят оптимизацию технологических параметров ПЛВ для синтеза деталей из титановых сплавов [6–13]. Однако практическое применение режимов, разработанных другими исследователями, затруднено в основном по двум причинам. Во-первых, большинство исследований проведены на титановом сплаве Ti-6Al-4V [4–9], и значительно меньше работ, в которых разрабатывается технология ПЛВ для титановых сплавов другого состава – Ti-Al-Sn-Zr-Mo [10], Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Cr [11], Ti-Al-Mo-Zr-Si [12], при этом практически отсутствуют работы по ПЛВ сплава Ti-5Al-4V-2.5Mo-1Cr-0.7Fe-0.1Si (BT23). Известно также, что изменение физических свойств сплава оказывает влияние на процессы перекристаллизации порошкового материала, и состав сплава необходимо учитывать. Во-вторых, ПЛВ является многопараметровым процессом, тогда как авторы большинства статей приводят значения только основных параметров. Термические условия перекристаллизации порошка в большой степени зависят от устройства рабочей установки и от состояния исходного порошкового материала, а незначительное изменение условий перекристаллизации может привести к сдвигу области оптимальных параметров. Таким образом, отработка режимов, позволяющих синтезировать качественный объект заданного состава, является неотъемлемой частью технологии ПЛВ.

Целью настоящей работы являлась разработка режимов ПЛВ на принтере InssTek MX-

Grande для формирования качественных изделий из сплава на основе Ti BT23. Для достижения данной цели в процессе исследования решались следующие задачи:

- определение интервалов технологических параметров процесса ПЛВ (мощности лазерного излучения, скорости сканирования и расстояния между лазерными треками), которые позволяют сформировать структуру без трещин, с минимальными пористостью и шероховатостью поверхности, с проплавлением в нижний слой не более 40 %;
- металлографическое исследование характера структуры, формирующейся в сплаве при ПЛВ;
- определение фазового состава сплава после ПЛВ;
- изучение зависимости микротвердости сплава от технологических параметров процесса.

Методика исследований

Объектами исследования являлись образцы из порошка титанового сплава BT23, полученные методом ПЛВ. С помощью рентгенофлуоресцентного спектрального анализа была проведена оценка элементного состава исходного титанового порошка; концентрации газовых примесей в порошке определялись методом восстановительного сжигания (табл. 1). Химический состав порошка BT23, включая концентрации газовых примесей, соответствует ОСТ 1-90013–81 [14]. Дисперсность порошка составляет 40...100 мкм. Фазовый состав исходного порошкового материала, определенный рентгенодифракционным методом, представлял собой твердый раствор на основе α -Ti с кристаллической ГПУ-решеткой и оксид титана TiO_2 (рутил) с тетрагональной кристаллической решеткой, β -фаза на дифрактограмме не зафиксирована (рис. 1). Наличие соединения TiO_2 на дифрактограмме, вероятно, связано с высокой долей поверхностного оксидного слоя в облученном объеме дисперсного (менее 100 мкм) порошкового материала при рентгеновском анализе.

Процесс ПЛВ был выполнен на лазерной установке InssTek MX-Grande в защитной атмосфере Ar, технологические параметры процесса приведены в табл. 2.

Выбор режимов ПЛВ, позволяющих формировать изделия удовлетворительного качества,

Таблица 1

Table 1

Химический состав экспериментального порошка

Chemical composition of the experimental powder

Массовая доля химических элементов, % / Mass fraction of chemical elements, %									
Ti	Al	V	Mo	Cr	Fe	O	H	N	C
Осн.	4,8	4,5	2,6	1,2	0,4	0,12	0,004	0,018	0,03

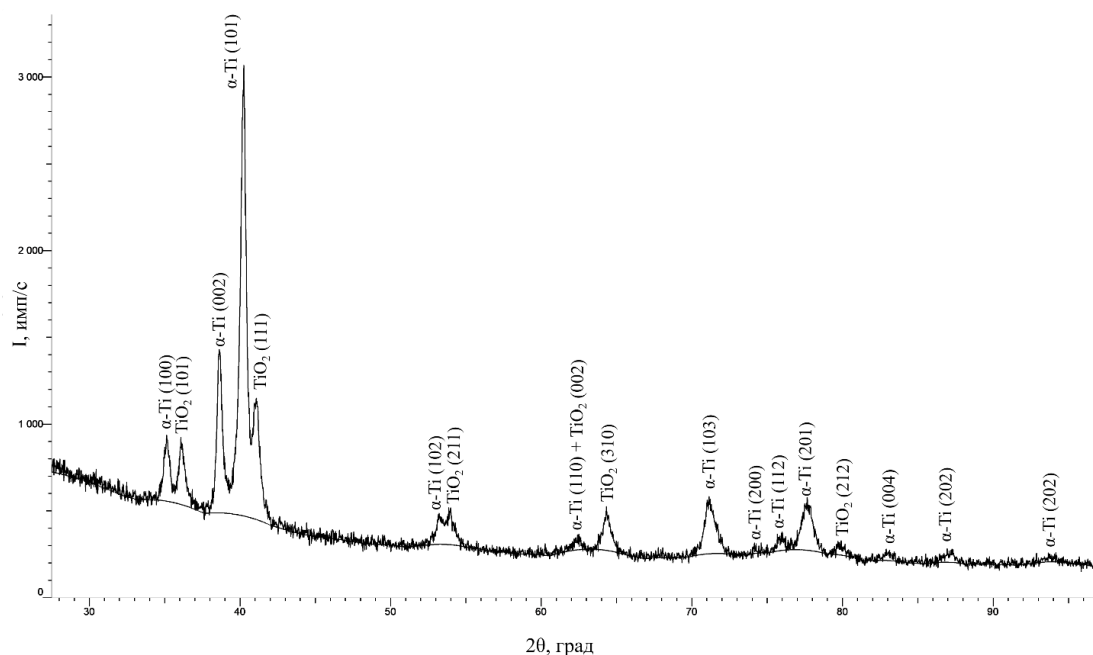


Рис. 1. Дифрактограмма исходного порошка

Fig. 1. X-ray diffraction pattern of the initial powder

Таблица 2

Table 2

Технологические параметры процесса ПЛВ

LENS modes

Скорость подачи порошка / Powder feed rate	10 г/мин / 10 g/min
Подача газа Ar / Ar gas supply	коаксиальный – 10 л/мин транспортировочный – 3,5 л/мин защитный – 20 л/мин / coaxial – 10 l/min transporting – 3,5 l/min shielding – 20 l/min
Высота сопла над поверхностью / Nozzle height above surface	9 мм / 9 mm
Диаметр лазерного пятна / Laser spot diameter	1800 мкм / 1,800 μm
Мощность лазера / Laser power	700...1300 Вт, шаг 100 Вт / 700...1,300 W in increments of 100 W
Скорость сканирования / Scanning speed	600...1000 мм/мин, шаг 200 мм/мин / 600...1,000 mm/min in increments of 200 mm/min

проводится в несколько этапов. На первом этапе выбор осуществляется по геометрическим параметрам сечения единичного лазерного трека (валика), на втором этапе рассматриваются характеристики монослоев, т. е. объектов высотой в один наплавленный слой, а на последнем этапе анализируется качество объемного образца.

Оценка качества единичного валика проводилась по следующим критериям: коэффициент формы валика $f \left(f = \frac{h}{L}, \text{ где } h - \text{высота валика} \right.$

над подложкой; L – ширина валика (рис. 2));

значение коэффициента проплавления $d \left(d = \frac{S_p}{S_p + S_h}, \text{ где } S_p \text{ и } S_h - \text{площадь валика ниже} \right.$

и выше поверхности подложки); ширина валика L ; угол γ основания валика θ [15, 16–19].

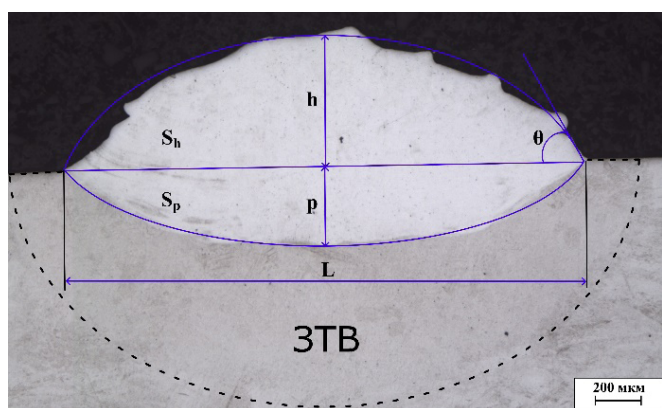


Рис. 2. Форма валика, сформированного при мощности лазера 1000 Вт и скорости сканирования лазера 1000 мм/мин

Fig. 2. Shape of the track formed by a laser power of 1,000 W and laser scanning speed of 1,000 mm/min

Допустимые значения данных характеристик приведены в табл. 3. Одним из важных критериев является также отсутствие трещин.

При формировании монослоев расстояние между соседними треками изменялось в интервале от $0,5L$ до $0,9L$, где L – ширина валика, определенная на предыдущем этапе. Требования к геометрическим параметрам монослоев были следующие: перепад высоты монослоя не должен превышать 30 % от его максимальной высоты, а глубина проплавления должна составлять менее $2/3$ от высоты слоя.

На объемных образцах, выращенных при разных режимах, контролировалось наличие трещин и крупных (более 1–2 мкм) пор в продольном и поперечном сечениях.

Исследование микроструктуры полученных образцов проводилось на инвертированном металлографическом микроскопе Olympus GX-51. Для оптической металлографии образцы запрессовывались в смолу на автоматическом прессе Struers CitoPress-20 и подготавливались на шлифовально-полировальной станции Struers Tegramin 25. Для выявления структуры применялось химическое травление в водном растворе плавиковой и азотной кислот: 3 мл HF, 15 мл HNO₃, 82 мл H₂O.

Микротвердость образцов оценивалась по методу Виккерса на микротвердомере Pruftechnik KB50 SR. Нагрузка на индентор составляла 1,9 Н (200 г), погрешность измерения не более 10 %.

Съемка дифрактограмм исследуемых образцов проводилась на дифрактометре D8 Advance (Bruker) со схемой фокусировки по Брэггу – Брентано в CuK α -излучении в интервале углов дифракции $2\theta = 30^\circ \dots 100^\circ$ с шагом $\Delta 2\theta = 0,07^\circ$ и экспозицией в точке 2 секунды. Напряжение на

Таблица 3

Table 3

Критерии оценки формы валика

Geometric parameters of a single laser track evaluation criteria

Параметр / Parameter	Допустимое значение / Accepted value
Коэффициент формы / Shape factor (f)	0,2...0,33 / 0.2...0.33
Коэффициент проплавления / Penetration ratio (d)	0,1...0,4 / 0.1...0.4
Ширина валика / Track width (L)	1,7...3,0 мм / 1.7...3.0 mm
Угол у основания / Angle at the base (θ)	$< 90^\circ$

трубке составляло 40 кВ, сила тока 35 мА. Использовался счетчик полупроводниковый многоканальный, на трубке была установлена щель 2 мм и щель Соллера, на детекторе – только щель Соллера. В процессе съемки образцы вращались со скоростью 60 об/мин. Обработка спектров проводилась с помощью программ Diffrac.Eva и Diffrac.Topas. Для проведения рентгенофазового анализа образцы подвергались электрополировке на установке Struers LectroPol-5 в электролите A2 (78 мл HClO_4 , 90 мл дистиллированной воды, 730 мл $\text{C}_2\text{H}_6\text{O}$, 100 мл $\text{C}_6\text{H}_{14}\text{O}_2$) в течение 15 минут при напряжении 10 В.

Результаты и их обсуждение

Согласно результатам металлографического анализа валики, полученные при всех экспериментальных режимах (табл. 2), не имеют трещин, обладают незначительной пористостью, граница между ними и материалом подложки без дефектов (рис. 2). На границе с наплавленным валиком наблюдается зона термического влияния (ЗТВ) шириной около 0,50...0,05 мм.

Анализ графика зависимости коэффициента формы валика f от мощности показал, что при скорости сканирования 600 мм/мин значение коэффициента f лежит выше допустимого интервала (рис. 3). Геометрические параметры валиков, полученных при скоростях сканирования 800 и 1000 мм/мин, соответствуют требованиям по значениям коэффициента формы и ширины ва-

лика, а также коэффициента проплавления. Угол у основания валика меньше 90° практически при всех экспериментальных режимах лазерной наплавки.

Измерения микротвердости показали, что значение HV для валиков, выращенных при разных режимах, изменяется в диапазоне от 386 до 499 (рис. 4). Из графиков зависимостей видно, что при увеличении мощности лазера P твердость возрастает, увеличение скорости сканирования также приводит к росту твердости, но этот эффект незначительный. Известно, что в процессе ПЛВ материал охлаждается с достаточно высокой скоростью, что может привести к формированию дисперсной ($\alpha+\beta$) структуры, а также к образованию мартенсита. Можно предположить, что рост твердости при высокой мощности лазера связан с увеличением температурного градиента.

По результатам анализа формы валиков были выбраны семь режимов ПЛВ, представленных в табл. 4.

Структуры выращенных монослоев представлены на рис. 5. Оценка соответствия монослоев заданным критериям представлена в виде графиков на рис. 6. Режим выращивания с расстоянием между соседними треками 0,9L является нецелесообразным. Перепад высот при некоторых режимах приближается к 90 %. Эти образцы представляли собой не монослои, а набор отдельных валиков. Образцы с шагом между треками 0,5L и 0,7L имеют прибли-

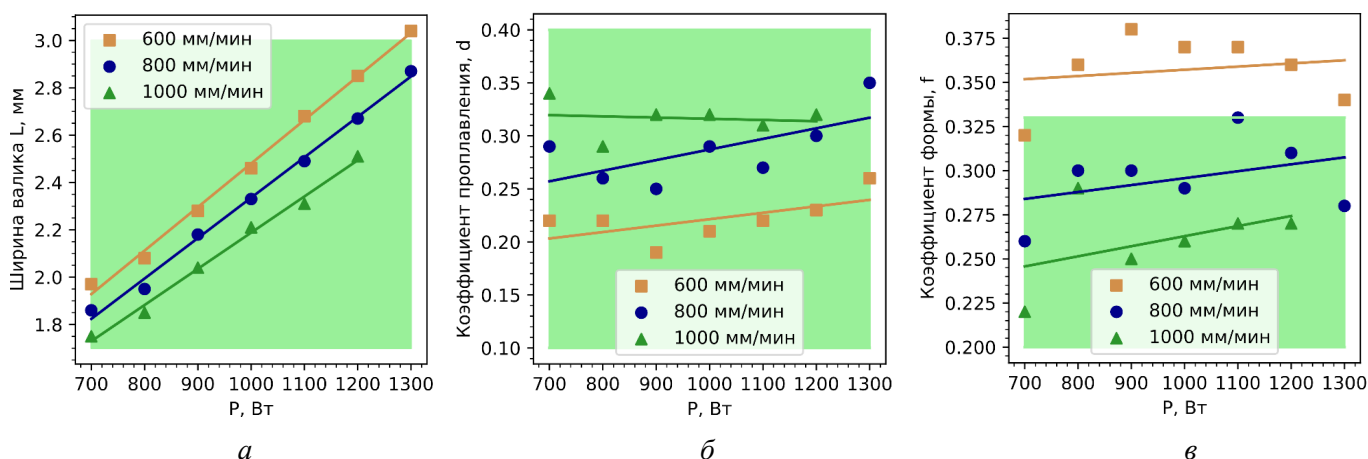


Рис. 3. Зависимости ширины валика (а), коэффициента проплавления (б), коэффициента формы валика (в) от мощности лазерного излучения (зеленая область – область допустимых значений)

Fig. 3. Dependences of the track width (a), penetration ratio (b), track shape factor (v) on the laser power (green area – range of accepted values)

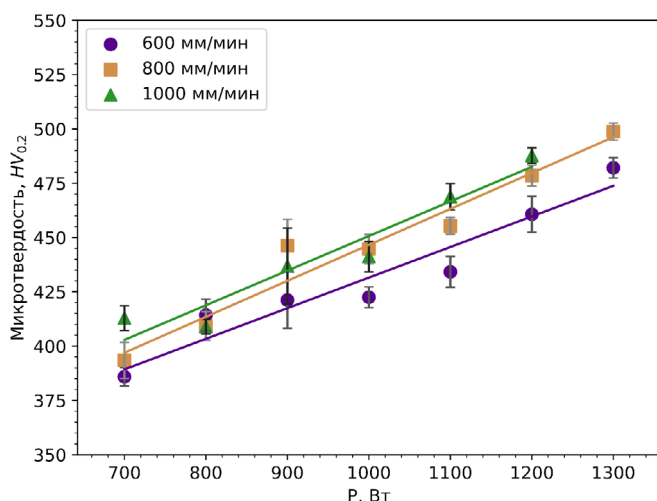


Рис. 4. Зависимость микротвердости единичных треков от мощности лазера для разной скорости сканирования

Fig. 4. Dependence of microhardness of single tracks on laser power for different scanning speeds

зительно одинаковую геометрию. Перепад высот в обоих случаях отличается незначительно и колеблется в пределах от 10 до 20 %. Следует отметить, что при расстоянии $0,5L$ высота слоя получилась меньше для всех режимов ПЛВ, чем при $0,7L$ (рис. 6, б). Вероятно, это связано с тем, что при ПЛВ с расстоянием между треками $0,5L$ формирующаяся ванна расплава в большей степени захватывает материал соседнего закристаллизованного трека, что может приводить к увеличению доли рассеянного на нем порошка. То есть данные зависимости показывают, что порошковый материал усваивается в большей степени при расстоянии между валиками $0,7L$. Необходимо также отметить, что при повышении мощности лазера до значения 1000 Вт при скорости сканирования 1000 мм/мин фиксировалось увеличение пористости монослоев.

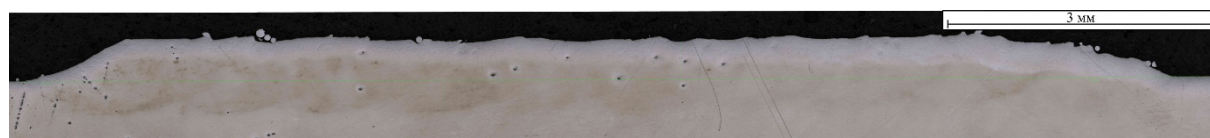
Таблица 4

Table 4

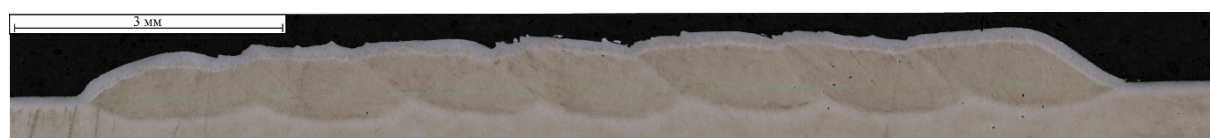
Режимы лазерной наплавки, выбранные по форме единичного трека

Laser cladding modes selected according to the shape of a single track

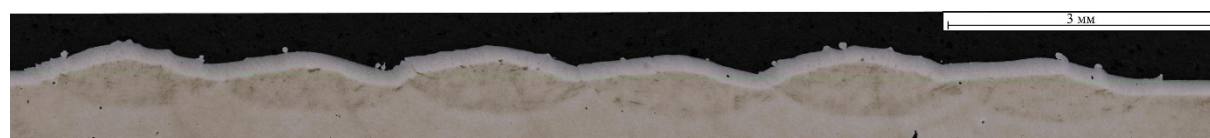
Скорость сканирования V , мм/мин / Scanning speed V , mm/min	700	800	900	1000	1100	1200	1300
Мощность P , Вт / Power P , W	800	1000	1000	1000	1000	1000	800



а



б



в

Рис. 5. Структура монослоев, полученных методом ПЛВ со скоростью сканирования 1000 мм/мин, мощностью 1000 Вт и разным расстоянием между валиками:

а – $0,5L$; б – $0,7L$; в – $0,9L$

Fig. 5. Structure of monolayers obtained by the LENS method with a scanning speed of 1,000 mm/min, power of 1,000 W and different distances between tracks:

а – $0.5L$; б – $0.7L$; в – $0.9L$

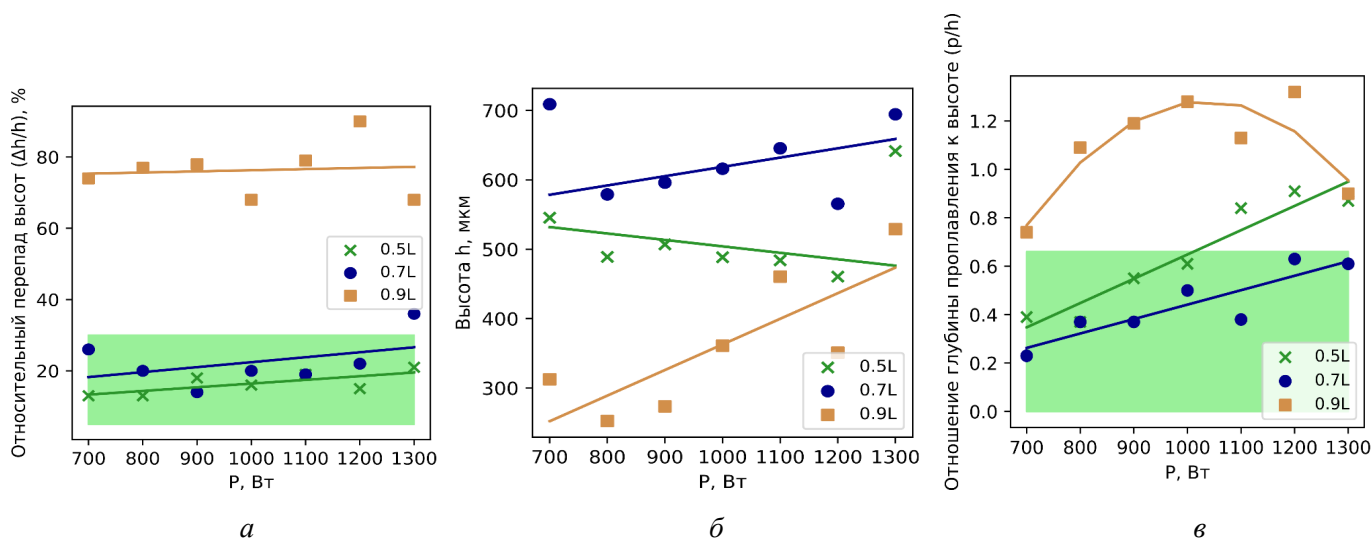


Рис. 6. Влияние расстояния между треками на относительный перепад высот $\Delta h/h$ (а), высоту монослоя h (б), отношение глубины проплавления к высоте монослоя p/h в зависимости от мощности лазера (зеленая область – область допустимых значений) (в)

Fig. 6. Effect of the distance between tracks on the relative height difference ($\Delta h/h$) (а), monolayer height (h) (б), ratio of penetration depth to monolayer height (p/h) depending on laser power (green area – area of acceptable values) (в)

Микротвердость монослоев незначительно выше микротвердости полученных ранее валиков и составляет 487...15 HV, при этом значение микротвердости монослоя практически не зависит от режима наплавки (рис. 7). Вероятно, этот результат связан с тем, что при лазерной наплавке нескольких треков из-за повторного нагрева уже наплавленного материала в нем протекают процессы старения, т. е. распад пересыщенных твердых растворов, приводящий к повышению твердости сплава.

Для создания трехмерных образцов были отобраны режимы, обеспечивающие максимально равномерный слой и отсутствие макродефектов (табл. 5).

Исследование микроструктуры полученных объемных образцов позволяет судить об отсутствии в них макродефектов. После ПЛВ при

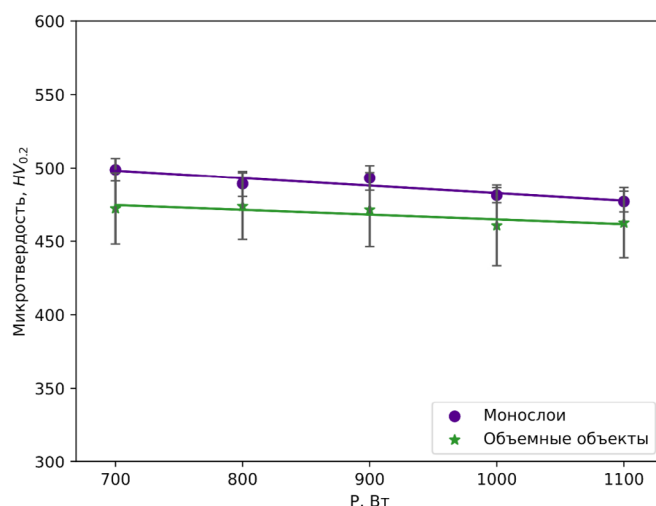


Рис. 7. Зависимость микротвердости монослоев и объемных образцов от мощности лазера

Fig. 7. Dependence of microhardness of monolayers and bulk specimens on laser power

Таблица 5

Table 5

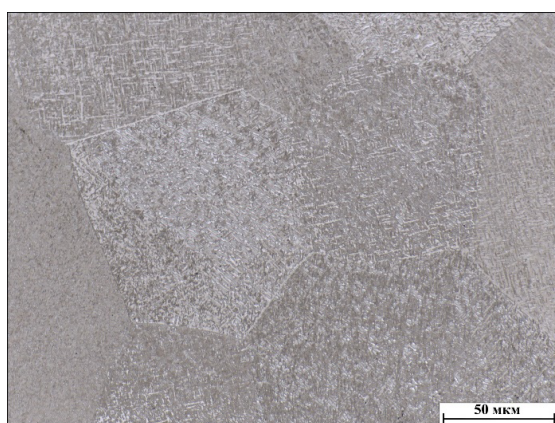
Режимы, выбранные по структуре монослоев
Modes selected according to the structure of monolayers

Мощность лазера P , Вт / Laser power P , W	700	700	800	800	900	1000	1100
Скорость сканирования V , мм/мин / Scanning speed V , mm/min	800	800	1000	1000	1000	1000	1000
Расстояние между треками / Track spacing	0,5L	0,7L	0,5L	0,7L	0,7L	0,7L	0,7L

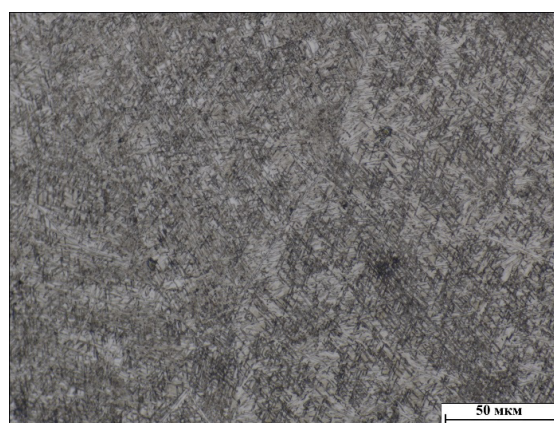
мощности лазера 1000 Вт α -фаза наблюдается в виде участков так называемого корзиночного плетения и участков сетки вокруг первичных β -зерен (рис. 8). Такие структуры характерны для данного сплава как в закаленном состоянии, так и после ПЛВ [20–23]. В плоскости сканирования наблюдаются крупные (~ 100 мкм) равноосные области первичных кристаллов β -фазы. При остальных режимах ПЛВ наблюдалась подобная структура.

При анализе зависимости микротвердости объемных образцов от режима наплавки выявлено, что уровень твердости при всех режимах приблизительно одинаков и составляет 457 ± 23 HV (рис. 7).

На рис. 9 представлены результаты рентгенофазового анализа. Все образцы, полученные при разных режимах ПЛВ, имеют $(\alpha+\beta)$ -фазовый состав, где α и β – фазы с ГПУ- и ОЦК-кристаллическими решетками соответственно.



а



б

Рис. 8. Микроструктура сплава VT23 после ПЛВ ($P = 1000$ Вт; расстояние между валиками $0,7L$):

а – плоскость сканирования лазера; б – поперечное сечение образца

Fig. 8. Microstructure of VT23 alloy after LENS ($P = 1,000$ W; track distance $0.7L$):

а – laser scanning plane; б – cross section of the specimen

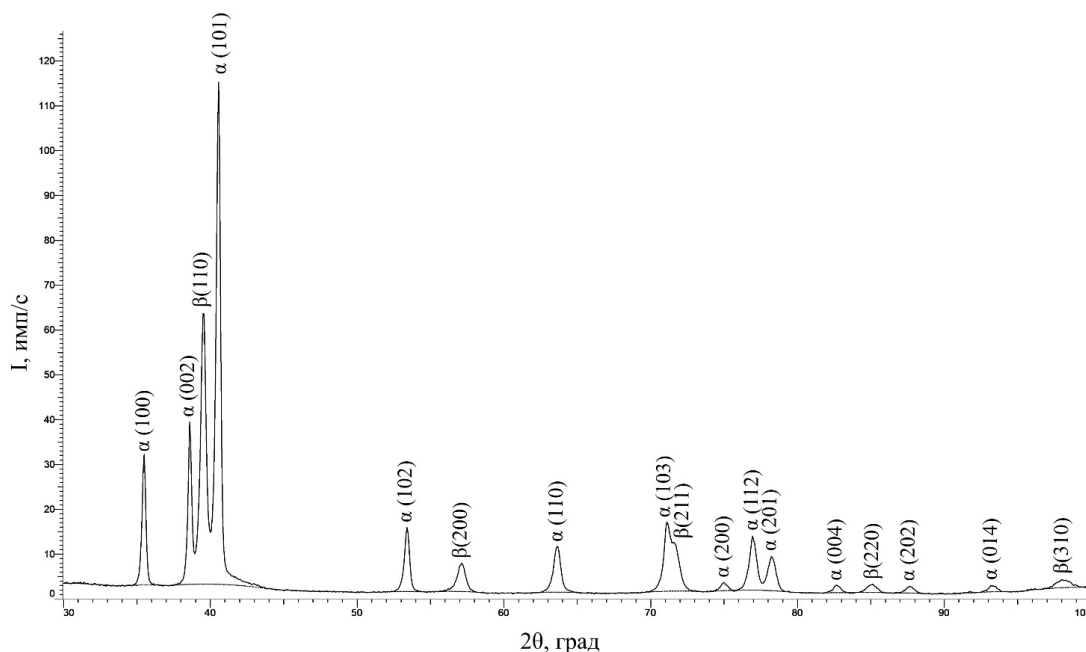


Рис. 9. Дифрактограмма объемного образца при $P = 700$ Вт и $0,5L$

Fig. 9. X-ray diffraction pattern of a bulk specimen at $P = 700$ W and $0.5L$

Поскольку дифракционные пики α' -мартенсита совпадают с пиками α -фазы, то однозначно определить его наличие в структуре по дифрактограмме не представляется возможным. Установлено, что доля β -фазы составляет около 30 %.

Выводы

1. Проведено определение интервалов технологических параметров процесса прямого лазерного выращивания сплава ВТ23, позволяющих синтезировать объект без трещин, с минимальным уровнем пористости и шероховатости поверхности, а также с заданным уровнем коэффициента проплавления: мощность лазера $P = 700 \dots 1100$ Вт; скорость сканирования $v = 800 \dots 1000$ мм/мин; расстояние между треками составляет $0,5 \dots 0,7$ ширины валика.

2. С помощью оптической металлографии выявлено, что после всех экспериментальных режимов ПЛВ-структура титанового сплава имеет вид «корзиночное плетение» с дисперсными выделениями α - и β -фаз игольчатой формы.

3. По результатам рентгенофазового анализа установлено, что сплав ВТ23 независимо от режима выращивания состоит на 70 % из α -фазы и на 30 % из β -фазы.

4. ДюрOMETрический анализ показал, что увеличение мощности лазера приводит к росту микротвердости единичных треков: для скорости сканирования 800 мм/мин увеличение мощности от 700 до 1300 Вт приводит к повышению твердости от 390 до 500 НВ. При этом увеличение мощности практически не влияет на твердость монослоев и объемных образцов, сохраняя ее в среднем на уровне 460 НВ.

Список литературы

1. Металловедение титана и его сплавов / С.П. Белов, М.Я. Брун, С.Г. Глазунов, Б.А. Колачев; под общ. ред. С.Г. Глазунова и Б.А. Колачева. – М.: Металлургия, 1992. – 352 с.
2. A review on additive manufacturing of titanium alloys for aerospace applications: Directed energy deposition and beyond Ti-6Al-4V / Z. Liu, B. He, T. Lyu, Y. Zou // *Jom*. – 2021. – Vol. 73. – P. 1804–1818. – DOI: 10.1007/s11837-021-04670-6.
3. A fatigue life posterior analysis approach for laser-directed energy deposition Ti-6Al-4V alloy based on pore-induced failures by kernel ridge / L. Dang, X. He, D. Tang, B. Wu, Y. Li // *Engineering Fracture Mech-*

nics. – 2023. – Vol. 289. – P. 109433. – DOI: 10.1016/j.engfracmech.2023.109433.

4. Ронжин Д.А., Григорьянц А.Г., Холопов А.А. Влияние технологических параметров на структуру металла изделий, полученных методом прямого лазерного выращивания из титанового порошка ВТ6 // *Известия высших учебных заведений. Машиностроение*. – 2022. – № 9 (750). – С. 30–42.

5. 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 // *Materials Letters*. – 2016. – Vol. 179. – P. 104–108. – DOI: 10.1016/j.matlet.2016.05.038.

6. Mahamood R.M., Akinlabi E.T. Laser power and powder flow rate influence on the metallurgy and microhardness of laser metal deposited titanium alloy // *Materials Today: Proceedings*. – 2017. – Vol. 4 (2). – P. 3678–3684.

7. Разработка режима прямого лазерного выращивания титанового сплава ВТ23 / Д.Э. Сафарова, М.Е. Луговой, Ю.Ю. Понкротова, К.О. Базалеева // VIII Всероссийская конференция по наноматериалам «НАНО 2023»: сборник материалов. – М.: ИМЕТ РАН, 2023. – С. 242–243.

8. Laser cladding as repair technology for Ti-6Al-4V alloy: Influence of building strategy on microstructure and hardness / H. Paydas, A. Mertens, R. Carrus, J. Lecomte-Beckers, J.T. Tchuindjang // *Materials & Design*. – 2015. – Vol. 85. – P. 497–510. – DOI: 10.1016/j.matdes.2015.07.035.

9. Influence of process parameters on the mechanical properties of laser deposited Ti-6Al-4V alloy. Taguchi and response surface model approach / O.S. Fatoba, E.T. Akinlabi, S.A. Akinlabi, M.F. Erinsho // *Materials Today: Proceedings*. – 2018. – Vol. 5 (9). – P. 19181–19190. – DOI: 10.1016/j.matpr.2018.06.273.

10. Direct laser cladding of layer-band-free ultrafine Ti6Al4V alloy / L. Song, H. Xiao, J. Ye, S. Li // *Surface and Coatings Technology*. – 2016. – Vol. 307. – P. 761–771. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.10.007.

11. Sinter formation during directed energy deposition of titanium alloy powders / L. Sinclair, S.J. Clark, Y. Chen, S. Marussi, S. Shah, O.V. Magdysyuk, P.D. Lee // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2022. – Vol. 176. – P. 103887. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2022.103887.

12. TC17 titanium alloy laser melting deposition repair process and properties / Q. Liu, Y. Wang, H. Zheng, K. Tang, H. Li, S. Gong // *Optics & Laser Technology*. – 2016. – Vol. 82. – P. 1–9. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2016.02.013.

13. Grain morphology evolution behavior of titanium alloy components during laser melting deposition additive manufacturing / T. Wang, Y.Y. Zhu,



S.Q. Zhang, H.B. Tang, H.M. Wang // Journal of Alloys and Compounds. – 2015. – Vol. 632. – P. 505–513. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.01.256.

14. Григорьянц А.Г., Мисюров А.И., Третьяков Р.С. Анализ влияния параметров коаксиальной лазерной наплавки на формирование валиков // Технология машиностроения. – 2011. – № 11. – С. 19–21. – EDN: OQNYQB.

15. ОСТ 1-90013–81. Отраслевой стандарт. Титановые сплавы. Марки: введ. 01.07.1981. – ВИАМ, 1981. – 7 с.

16. Additive manufacturing technologies / I. Gibson, D. Rosen, B. Stucker, M. Khorasani. – 3rd ed. – Cham, Switzerland: Springer, 2021. – DOI: 10.1007/978-3-030-56127-7.

17. Lewandowski J.J., Seifi M. Metal additive manufacturing: a review of mechanical properties // Annual Review of Materials Research. – 2016. – Vol. 46. – P. 151–186. – DOI: 10.1146/annurev-matsci-070115-032024.

18. De Oliveira U., Ocelik V., De Hosson J.T.M. Analysis of coaxial laser cladding processing conditions // Surface and Coatings Technology. – 2005. – Vol. 197 (2–3). – P. 127–136. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2004.06.029.

19. Processing window development for laser cladding of zirconium on zirconium alloy / A. Harooni, A.M. Nasiri, A.P. Gerlich, A. Khajepour, A. Khalifa,

J.M. King // Journal of Materials Processing Technology. – 2016. – Vol. 230. – P. 263–271. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.11.028.

20. Влияние деформационной стабильности β -фазы в титановом сплаве ВТ23 на фазовый состав, структуру и механические свойства при растяжении и ударном изгибе / С.В. Гладковский, В.Е. Веселова, А.М. Пацелова, В.А. Хотинков // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2019. – Т. 21, № 4. – С. 26–33.

21. Швецов О.В., Кондратьев С.Ю. Влияние режимов закалки и старения на эксплуатационные свойства сплава ВТ23 // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. – 2018. – Т. 24, № 2. – С. 119–133.

22. Grain morphology evolution behavior of titanium alloy components during laser melting deposition additive manufacturing / T. Wang, Y.Y. Zhu, S.Q. Zhang, H.B. Tang, H.M. Wang // Journal of Alloys and Compounds. – 2015. – Vol. 632. – P. 505–513. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.01.256.

23. Microstructure evolution and layer bands of laser melting deposition Ti–6.5Al–3.5Mo–1.5Zr–0.3Si titanium alloy / Y. Zhu, X. Tian, J. Li, H. Wang // Journal of Alloys and Compounds. – 2014. – Vol. 616. – P. 468–474. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.07.161.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 Авторы. 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



The influence of technological parameters of the laser engineered net shaping process on the quality of the formed object from titanium alloy VT23

Ksenia Bazaleeva^{1, a, *}, Daria Safarova^{1, b}, Yulia Ponkratova^{1, c}, Maxim Lugovoi^{1, d}, Elena Tsvetkova^{1, e},
 Andrei Alekseev^{1, f}, Mark Zhelezni^{1, j}, Ivan Logachev^{2, h}, Fedor Baskov^{2, i}

¹ Peoples' Friendship University of Russia named after Patrice Lumumba, 6 Miklukho-Maklaya st., Moscow, 117198, Russian Federation

² The National University of Science and Technology MISIS, 4 Leninskiy Pr., Moscow, 119049, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-6205-3154>, bazaleeva-ko@rudn.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0002-2811-8292>, safarova_de@pfur.ru;

^c <https://orcid.org/0009-0000-1094-3529>, ponkratova_yuyu@rudn.ru; ^d <https://orcid.org/0009-0007-7160-7802>, www111www6376@gmail.com;

^e <https://orcid.org/0009-0002-8462-1818>, tsvetkova-ev@rudn.ru; ^f <https://orcid.org/0009-0008-7394-6370>, alexeev-anvs@rudn.ru;

^j <https://orcid.org/0000-0003-3821-6790>, markiron@mail.ru; ^h <https://orcid.org/0000-0002-8216-1451>, logachev.ia@misis.ru;

ⁱ <https://orcid.org/0000-0001-6238-4378>, baskov.fa@misis.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 25 January 2024

Revised: 19 February 2024

Accepted: 20 March 2024

Available online: 15 June 2024

Keywords:

Laser engineered net shaping

Titanium alloys

Technological parameters

Phase-structural state

ABSTRACT

Introduction. Laser engineered net shaping (*LENS*) or Direct metal deposition (*DMD*) is considered as a promising method for manufacturing products of complex configurations from titanium-based alloys, as it allows minimizing the use of machining and loss of material to waste. Currently, neither the *LENS* technological process of titanium alloy *VT23* has not been developed, nor the structural features of the alloy after *LENS* have not been studied, which will make it possible to determine the scope of application of the material after *LENS*. **The purpose of this study** is to determine optimal modes of the *LENS* process for manufacturing of quality parts from titanium alloy *VT23*. **Methodology.** The alloy specimens obtained with laser power 700÷1300 W in increments of 100 W and scanning speed 600÷1,000 mm/min in increments of 200 mm/min and distance between adjacent laser tracks 0.5–0.9L (*L* — track width) in increments of 0.2*L* were analyzed in the study. The elemental composition of the powder material was studied by X-ray fluorescence analysis and reducing combustion in a gas analyzer, the structure of the objects obtained by *LENS* was analyzed by metallographic and X-ray phase analysis methods as well as microhardness was determined. **Results and discussion.** It is established that high-quality objects without cracks, with low porosity can be synthesized from *VT23* alloy by *LENS* method using the following modes: laser power 700÷1100 W, scanning speed 800–1,000 mm/min, track spacing 0.5–0.7 of the individual track width *L*. It is shown that after all investigated *LENS* modes, the *VT23* alloy had a dispersed ($\alpha+\beta$) structure of the “basket weave” type. It is revealed that regardless of *LENS* mode the amount of β -phase in the alloy structure is about 30 %. It is shown that the microhardness of the deposited material does not depend on *LENS* modes and is 460 HV.

For citation: Bazaleeva K.O., Safarova D.E., Ponkratova Yu.Yu., Lugovoi M.E., Tsvetkova E.V., Alekseev A.V., Zhelezni M.V., Logachev I.A., Baskov F.A. The influence of technological parameters of the laser engineered net shaping process on the quality of the formed object from titanium alloy VT23. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 2, pp. 186–198. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-186-198. (In Russian).

References

1. Belov S.P., Brun M.Ya., Glazunov S.G., Kolachev B.A. *Metallovedenie titana i ego splavov* [Metallurgy of titanium and its alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1992. 352 p.
2. Liu Z., He B., Lyu T., Zou Y. A review on additive manufacturing of titanium alloys for aerospace applications: Directed energy deposition and beyond Ti-6Al-4V. *Jom*, 2021, vol. 73, pp. 1804–1818. DOI: 10.1007/s11837-021-04670-6.

* Corresponding author

Bazaleeva Ksenia O., Ph.D. (Engineering)

Peoples' Friendship University of Russia named after Patrice Lumumba,
 6 Miklukho-Maklaya st.,

117198, Moscow, Russian Federation

Tel.: +7 905 760-12-32, e-mail: bazaleeva-ko@rudn.ru

3. Dang L., He X., Tang D., Wu B., Li Y. A fatigue life posterior analysis approach for laser-directed energy deposition Ti-6Al-4V alloy based on pore-induced failures by kernel ridge. *Engineering Fracture Mechanics*, 2023, vol. 289, p. 109433. DOI: 10.1016/j.engfractmech.2023.109433.
4. Ronzhin D.A., Grigoryants A.G., Kholopov A.A. Vliyanie tekhnologicheskikh parametrov na strukturu metalla izdelii, poluchennykh metodom pryamogo lazernogo vyrashchivaniya iz titanovogo poroshka VT6 [Effect of operational parameters on metal structure in products manufactured by direct laser deposition from VT6 titanium powder]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Mashinostroenie = BMSTU Journal of Mechanical Engineering*, 2022, no. 9 (750), pp. 30–42.
5. 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. *Materials Letters*, 2016, vol. 179, pp. 104–108. DOI: 10.1016/j.matlet.2016.05.038.
6. Mahamood R.M., Akinlabi E.T. Laser power and powder flow rate influence on the metallurgy and microhardness of laser metal deposited titanium alloy. *Materials Today: Proceedings*, 2017, vol. 4 (2), pp. 3678–3684.
7. Safarova D.E., Lugovoi M.E., Ponkratova Yu.Yu., Bazaleeva K.O. [Development of a direct laser growth mode for titanium alloy VT23]. *VIII Vserossiiskaya konferentsiya po nanomaterialam «NANO 2023»* [Proceedings of the VIII All-Russian Conference on Nanomaterials “NANO 2023”]. Moscow, 2023, pp. 242–243. (In Russian).
8. Paydas H., Mertens A., Carrus R., Lecomte-Beckers J., Tchuindjang J.T. Laser cladding as repair technology for Ti-6Al-4V alloy: Influence of building strategy on microstructure and hardness. *Materials & Design*, 2015, vol. 85, pp. 497–510. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.07.035.
9. Fatoba O.S., Akinlabi E.T., Akinlabi S.A., Erinosh M.F. Influence of process parameters on the mechanical properties of laser deposited Ti-6Al-4V alloy. Taguchi and response surface model approach. *Materials Today: Proceedings*, 2018, vol. 5 (9), pp. 19181–19190. DOI: 10.1016/j.matpr.2018.06.273.
10. Song L., Xiao H., Ye J., Li S. Direct laser cladding of layer-band-free ultrafine Ti6Al4V alloy. *Surface and Coatings Technology*, 2016, vol. 307, pp. 761–771. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.10.007.
11. Sinclair L., Clark S.J., Chen Y., Marussi S., Shah S., Magdysyuk O.V., Lee P.D. Sinter formation during directed energy deposition of titanium alloy powders. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2022, vol. 176, p. 103887. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2022.103887.
12. Liu Q., Wang Y., Zheng H., Tang K., Li H., Gong S. TC17 titanium alloy laser melting deposition repair process and properties. *Optics & Laser Technology*, 2016, vol. 82, pp. 1–9. DOI: 10.1016/j.optlastec.2016.02.013.
13. 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, pp. 505–513. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.01.256.
14. Grigor'yants A.G., Misyurov A.I., Tretyakov R.S. Analiz vliyaniya parametrov koaksial'noi lazernoi naplavki na formirovanie valikov [Analysis of the coaxial laser surface coating condition influence on the bead formation]. *Tekhnologiya mashinostroeniya*, 2011, no. 11, pp. 19–21. (In Russian).
15. OST 1-90013–81. *Industry standard. Titanium alloys. Stamps*. Moscow, VIAM Publ., 1981. 7 p. (In Russian).
16. Gibson I., Rosen D., Stucker B., Khorasani M. *Additive manufacturing technologies*. 3rd ed. Cham, Switzerland, Springer, 2021. DOI: 10.1007/978-3-030-56127-7.
17. Lewandowski J.J., Seifi M. Metal additive manufacturing: a review of mechanical properties. *Annual Review of Materials Research*, 2016, vol. 46, pp. 151–186. DOI: 10.1146/annurev-matsci-070115-032024.
18. De Oliveira U., Ocelik V., De Hosson J.T.M. Analysis of coaxial laser cladding processing conditions. *Surface and Coatings Technology*, 2005, vol. 197 (2–3), pp. 127–136. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2004.06.029.
19. Harooni A., Nasiri A.M., Gerlich A.P., Khajepour A., Khalifa A., King J.M. Processing window development for laser cladding of zirconium on zirconium alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, vol. 230, pp. 263–271. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.11.028.
20. Gladkovsky S.V., Veselova V.E., Patselov A.M., Khotinov V.A. Vliyanie deformatsionnoi stabil'nosti b-fazy v titanovom splave VT23 na fazovyi sostav, strukturu i mekhanicheskie svoistva pri rastyazhenii i udarnom izgibe [The influence of deformation stability of β -phase in titanium alloy BT23 on the phase composition, microstructure and mechanical properties after tension test and impact test]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie = Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 26–33.
21. Shvecov O.V., Kondratyev S.Yu. Vliyanie rezhimov zakalki i stareniya na ekspluatatsionnye svoistva splava VT23 [Effect of quenching and aging modes on the performance properties of the BT23 alloy]. *Nauchno-tekhnicheskie*

vedomosti SPbPU. *Estestvennyye i inzhenernyye nauki = St. Petersburg Polytechnic University Journal of Engineering Science and Technology*, 2018, vol. 24, no. 2, pp. 119–133.

22. 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, pp. 505–513. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.01.256.

23. Zhu Y., Tian X., Li J., Wang H. Microstructure evolution and layer bands of laser melting deposition Ti–6.5Al–3.5Mo–1.5Zr–0.3Si titanium alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 616, pp. 468–474. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.07.161.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).