

06

## Улучшение физико-механических характеристик нелегированного титана VT1-0 и исследование влияния на них режимов селективного лазерного сплавления

© М.Ю. Грязнов, С.В. Шотин, В.Н. Чувильдеев, А.Н. Сысоев, Н.В. Мелехин, А.В. Пискунов, Н.В. Сахаров, А.В. Семенычева, А.А. Мурашов

Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, 603022 Нижний Новгород, Россия  
e-mail: gryaznov@nifti.unn.ru

Поступило в Редакцию 25 августа 2022 г.

В окончательной редакции 24 октября 2022 г.

Принято к публикации 25 октября 2022 г.

Проведены комплексные исследования физико-механических свойств и структуры образцов нелегированного титана VT1-0, созданных методом селективного лазерного сплавления. Получены высокие прочностные характеристики (предел прочности 820 МПа, предел текучести 710 МПа), превышающие в 2 раза значения для данного материала, изготовленного с использованием стандартных технологий. Причиной повышения механических характеристик титана VT1-0 является формирование мелкодисперсной мартенситной  $\alpha'$ -фазы, получаемой вследствие высоких скоростей кристаллизации, реализуемых в процессе селективного лазерного сплавления. Механические характеристики титана VT1-0, подвергнутого высокотемпературным отжигам, продемонстрировали монотонное снижение прочностных параметров на 15% и увеличение пластических характеристик на 30%. Показано, что технология селективного лазерного сплавления позволяет решить задачу улучшения прочностных характеристик нелегированного титана для создания нового класса медицинских изделий.

**Ключевые слова:** нелегированный титан, VT1-0, аддитивные технологии, технология селективного лазерного сплавления, плотность, прочность, пластичность, упругий модуль, микроструктура, имплантаты для хирургии.

DOI: 10.21883/JTF.2023.02.54499.209-22

### Введение

Титановые сплавы используются во многих биомедицинских приложениях, из них изготавливаются ортопедические и стоматологические имплантаты, искусственные суставы, костные пластины, корпуса кардиостимуляторов, протезы сердечных клапанов и др. [1]. Широкое распространение этих материалов связано с высокими значениями прочности, вязкости разрушения и усталостной выносливости [2]. Кроме того, на поверхности изделий из титана самопроизвольно образуется стабильный и биоинертный оксидный слой, в связи с чем титан имеет высокую коррозионную стойкость и низкую склонность к ионообразованию в водных средах [3]. В настоящее время одним из наиболее востребованных медициной металлических материалов является титановый сплав системы Ti–6%Al–4%V [4,5], который используется для производства имплантатов и эндопротезов. При этом в работе [6] показано, что наличие в данном сплаве ванадия и алюминия с течением времени может оказывать негативное комплексное воздействие на здоровье пациентов. Нелегированный титан лишен этого недостатка, однако главным препятствием для его использования в качестве материала для эндопротезов и имплантатов являются низкие механические свойства [4]. Повышение механических

характеристик нелегированного титана является важной задачей, поскольку это значительно расширит область его применения.

В последние годы важным вектором развития материаловедения для медицины являются исследования и разработки, направленные на создание персонализированных медицинских изделий для остеоинтеграции, учитывающих анатомо-физиологические особенности каждого пациента [7,8]. Современные медицинские протоколы допускают использование в ряде случаев не типовых остеоинтегрируемых изделий, а персонализированных эндопротезов и имплантатов, изготовленных по CAD-моделям, полученным по результатам рентгенографии, компьютерной томографии и 3D-реконструкции [9].

Таким образом, можно констатировать, что в современном медицинском материаловедении существуют две важные задачи: создание технологии для повышения механических характеристик материалов на основе нелегированного титана и создание технологии получения изделий сложной геометрии (в том числе эндопротезов и имплантатов), необходимой для развития направления, связанного с применением персонализированных медицинских изделий. Для решения этих задач может быть использована технология селективного лазерного сплавления (СЛС) — активно развивающаяся аддитивная тех-

нология 3D-печати, позволяющая создавать прецизионные изделия сложной формы [10–12]. Несмотря на большое число исследований, направленных на повышение механических характеристик СЛС-титана [13–20], задача значительного повышения прочности нелегированного титана еще не решена и остается весьма актуальной.

В настоящей работе методом СЛС созданы образцы нелегированного титана ВТ1-0, обладающие вдвое более высокой прочностью по сравнению с образцами титана, получаемыми традиционными металлургическими методами. Работа посвящена исследованию физико-механических свойств и структуры титана ВТ1-0 и изучению влияния на них параметров СЛС.

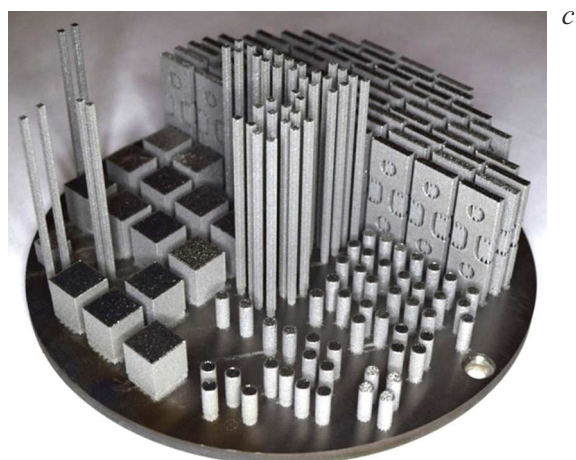
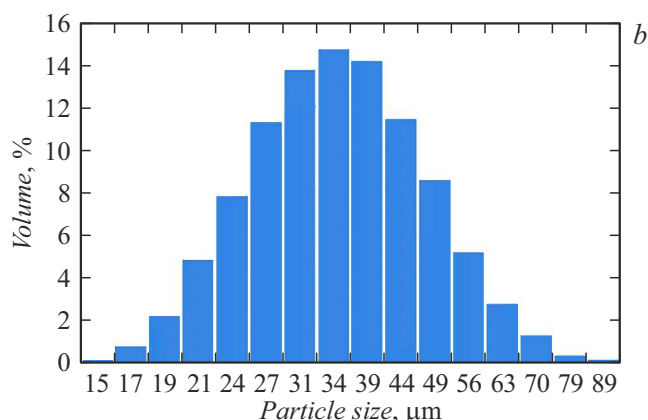
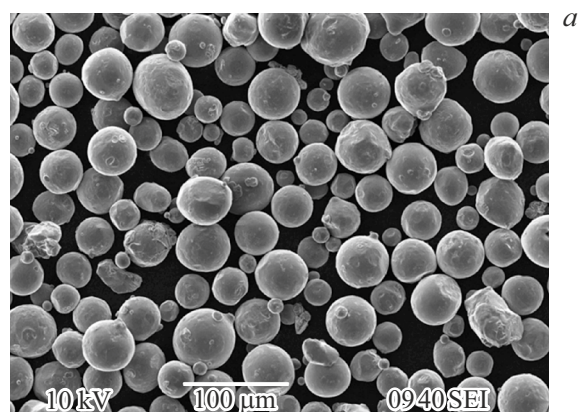
## 1. Методика получения и исследования материала

Объектами исследований являются образцы нелегированного титана ВТ1-0 (далее „СЛС-титан ВТ1-0“), изготовленные по технологии СЛС на модернизированной установке MTT Realizer SLM100 из отечественного порошка производства ООО „НОРМИН“. Химический состав порошка в соответствии с сертификатом производителя (wt.%): Fe — 0.14, O — 0.16, Si — 0.01, C — 0.021, N — 0.03, H — 0.006, Ti — основа. Частицы порошка со средним размером  $35\ \mu\text{m}$  имеют сферическую форму (рис. 1, *a*) и распределение по размерам, приведенное на рис. 1, *b*.

С целью исследования влияния параметров процесса СЛС на физико-механические свойства титана ВТ1-0 было изготовлено несколько серий образцов, полученных при использовании различных режимов СЛС (рис. 1, *c*): мощность лазерного излучения (далее „мощность излучения“) варьировалась от 70 до 100 W, скорость перемещения лазерного луча (далее „скорость сканирования“) — от 30 до 500 mm/s. Остальные параметры СЛС оставались постоянными при построении всех образцов: толщина слоя порошка  $70\ \mu\text{m}$ , расстояние между линиями штриховки сечения  $120\ \mu\text{m}$ . Температура платформы поддерживалась постоянной и составляла  $220^\circ\text{C}$ . Все манипуляции с порошком (просеивание в вибросите, сушка в термокамере и др.) и процесс СЛС реализовывались в среде высокочистого аргона (99.998 wt.%).

Гранулометрический состав порошка исследован на лазерном анализаторе размера частиц SALD-2300 Shimadzu. Плотность образцов, изготовленных в виде кубов размерами  $10 \times 10 \times 10\ \text{mm}$ , была измерена с использованием методики гидростатического взвешивания на аналитических весах Sartorius CPA225D с погрешностью 0.1% и представлена в процентах от теоретической плотности титана ( $4.51\ \text{g/cm}^3$ ).

Испытания на растяжение проведены с использованием установки Tinius Olsen H25K-S при комнатной температуре с постоянной скоростью деформирования  $0.01\ \text{mm/s}$  цилиндрических образцов с рабочей частью



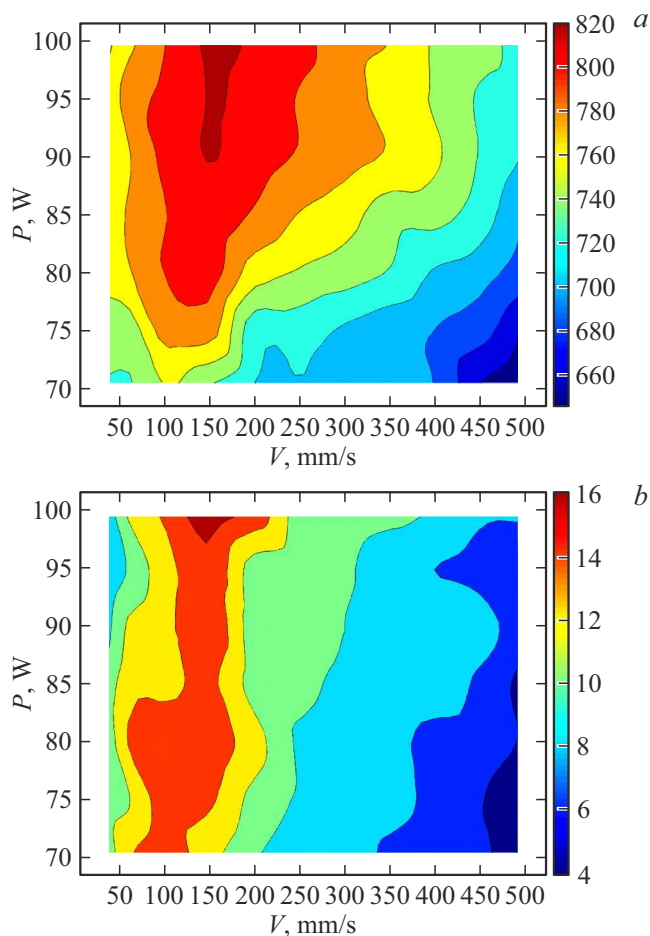
**Рис. 1.** РЭМ изображение частиц (*a*); гистограмма распределения частиц по размерам для порошка титана ВТ1-0 (*b*); образцы для исследований, изготовленные методом СЛС (*c*).

диаметром и длиной равными 3 и 15 mm соответственно. Структурные исследования проведены с использованием сканирующих электронных микроскопов Jeol JSM 6490 и Tescan Vega 2. Для металлографических исследований поверхность кубических образцов размерами  $10 \times 10 \times 10\ \text{mm}$  механически полировалась с использованием алмазных паст и подвергалась электрохимическому травлению. Измерение модуля Юнга проводилось с использованием зондовой системы Agilent

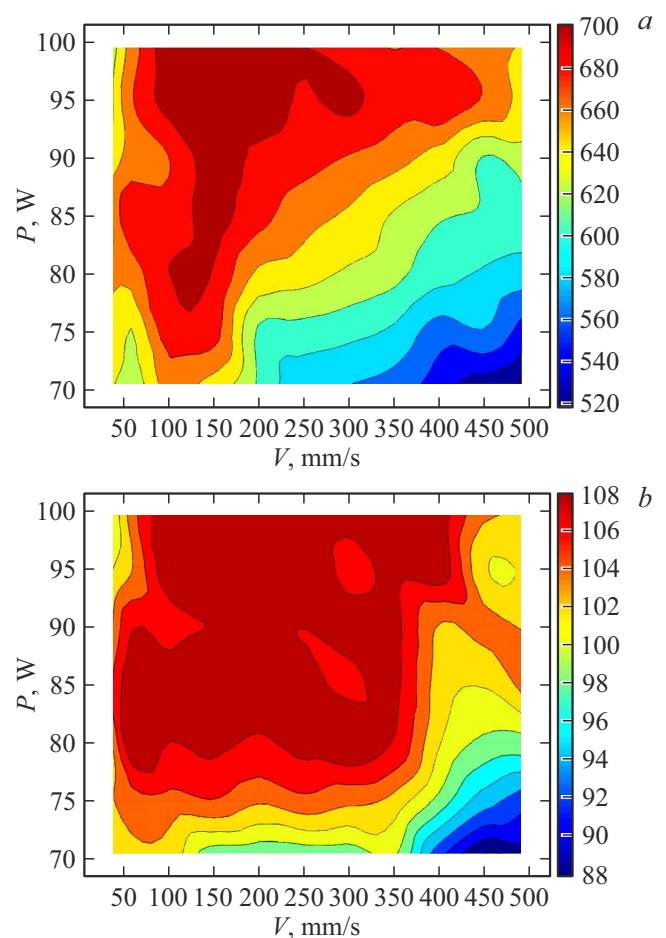
NanoIndenter G200 для измерений механических параметров методом непрерывного вдавливания индентора Берковича. Осуществлялось индентирование центрального сечения кубических образцов, подготовленных для металлографических исследований: расстояние между отпечатками — около 1 mm, глубина индентирования — 0.4–0.8  $\mu\text{m}$ ; скорость деформации — 0.05  $\text{s}^{-1}$ .

## 2. Результаты экспериментальных исследований

Результаты исследований влияния параметров процесса СЛС на прочностные и пластические характеристики титана BT1-0 представлены на рис. 2 в виде диаграмм зависимости предела прочности и удлинения после разрыва от мощности излучения  $P$  и скорости сканирования  $V$ . Как видно из рис. 2, *a*, максимальная прочность 810–820 МПа наблюдается при параметрах СЛС 90–100 W и 100–150 mm/s, минимальные значения предела прочности 640–690 МПа получены при параметрах 70–75 W, 400–500 mm/s. Максимальные значения удлинения после разрыва 16–17% получены в области



**Рис. 2.** Зависимость предела прочности (*a*) и удлинения после разрыва (*b*) СЛС-титана BT1-0 от мощности излучения  $P$  и скорости сканирования  $V$ .



**Рис. 3.** Зависимость предела текучести (*a*) и модуля Юнга (*b*) СЛС-титана BT1-0 от мощности излучения  $P$  и скорости сканирования  $V$ .

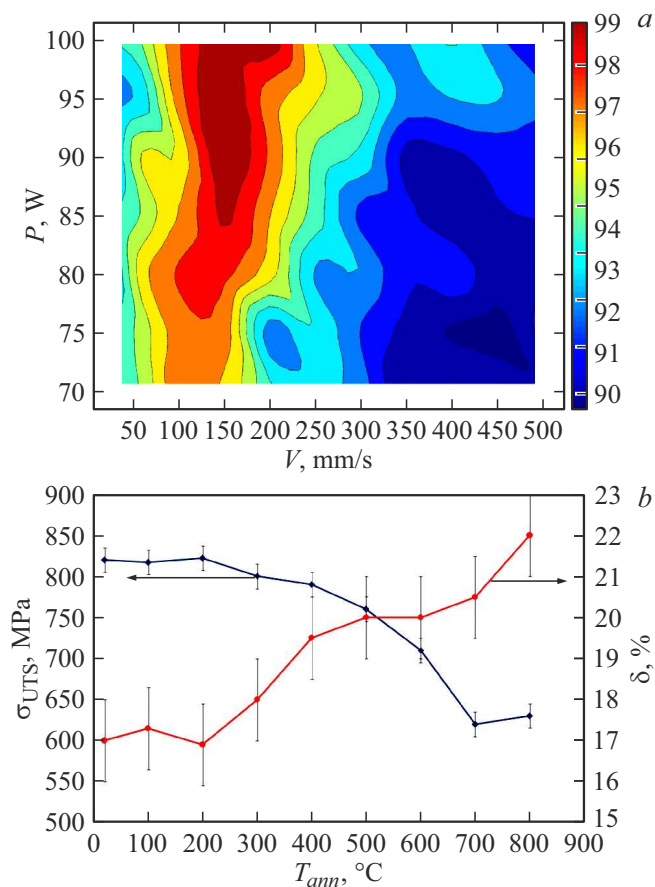
параметров СЛС 90–100 W и 100–150 mm/s (рис. 2, *b*), минимальные значения 5–8% — при параметрах СЛС 70–75 W, 400–500 mm/s и 95–100 W, 30–60 mm/s.

Исследования влияния параметров процесса СЛС на величину физического предела текучести показали, что значения изменяются в диапазоне от 520 до 710 МПа (рис. 3, *a*). Максимальные значения 700–710 МПа наблюдаются при параметрах СЛС 90–100 W и 100–200 mm/s, минимальные значения 520 МПа — при 70–75 W, 400–500 mm/s.

Результаты исследований упругих свойств методом наноиндентирования показаны на рис. 3, *b*, на котором представлена диаграмма зависимости средних значений модуля Юнга (усреднение каждого значения по 80 отпечаткам) от основных параметров СЛС. Средние значения модуля Юнга для образцов, полученных при различных режимах СЛС, варьируются от 88 до 110 GPa.

Результаты исследования влияния параметров процесса СЛС на плотность титана BT1-0 приведены на рис. 4, *a* в виде диаграммы зависимости относительной плотности от мощности излучения и скорости сканиро-





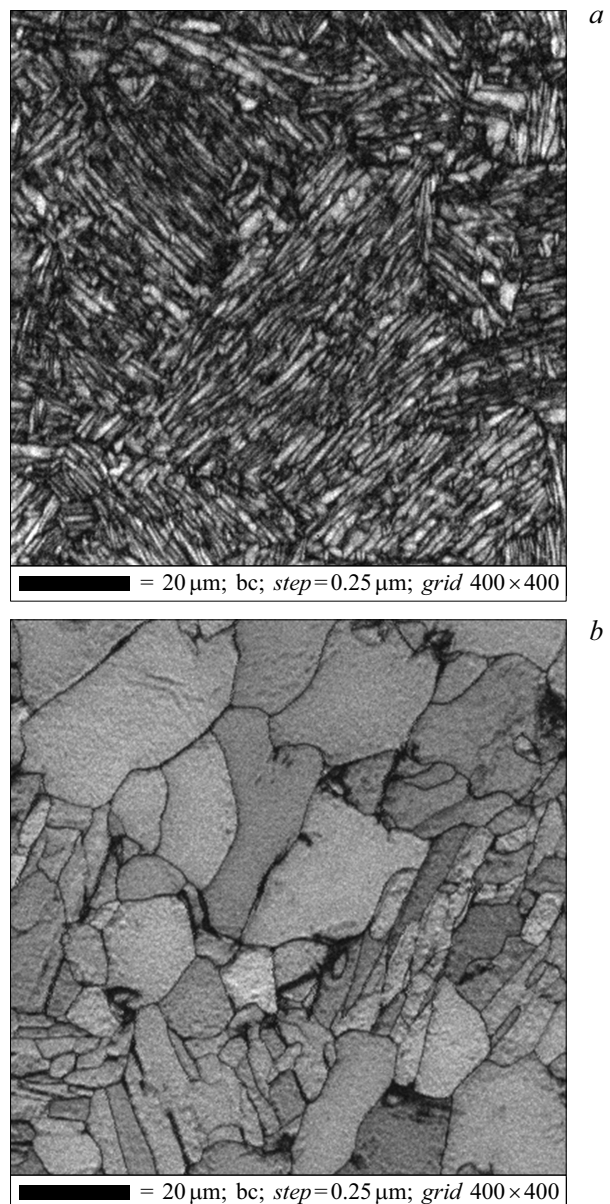
**Рис. 4.** Зависимости относительной плотности от мощности излучения  $P$  и скорости сканирования  $V$  (а), и предела прочности  $\sigma_{UTS}$  (ultimate tensile strength) и удлинения после разрыва  $\delta$  от температуры отжига  $T_{ann}$  (b) для СЛС-титана BT1-0.

вания. Из рисунка видно, что максимальные значения относительной плотности 99.8% получены при использовании параметров СЛС 90–100 W и 150 mm/s, минимальные значения 90–92% — в двух областях параметров 70–90 W, 350–500 mm/s и 95–100 W, 30–60 mm/s.

С целью изучения термической стабильности механических свойств СЛС-титана проведены исследования влияния температуры отжига на предел прочности и относительное удлинение после разрыва образцов титана BT1-0, полученных при оптимальном режиме СЛС 100 W, 150 mm/s. Как видно из рис. 4, b, механические характеристики материала не изменяются после отжигов при температурах 100 и 200°C. Часовые отжиги в интервале температур 300–800°C приводят к изменению прочностных и пластических характеристик: в интервале 300–700°C предел прочности уменьшается от 800 до 620 МПа, дальнейшее повышение температуры отжига до 800°C не приводит к изменению предела прочности; во всем интервале температур отжига 300–800°C удлинение после разрыва увеличивается от 18 до 22%.

Типичные изображения микроструктуры СЛС-образцов титана BT1-0, полученные с использованием методов растровой электронной микроскопии, приведены на рис. 5. В процессе СЛС формируется игольчатая микроструктура мартенситного типа со средней длиной игл  $12\ \mu\text{m}$ , толщиной  $1.5\ \mu\text{m}$  и расстоянием между ними около  $1.5\ \mu\text{m}$  (рис. 5, b). Подобный тип структуры является характерным для СЛС-титана [13–19].

Как показано на рис. 5, b, структура СЛС-титана после отжига при повышенных температурах представлена равноосными полиэдрическими зёрнами, мартенситная фаза не наблюдается. Видно, что термообработка при 800°C СЛС-образцов приводит к формированию зеренной структуры со средним размером зерна около  $20\ \mu\text{m}$ .



**Рис. 5.** EBSD-карты качества (band contrast) образцов СЛС-титана BT1-0 в исходном состоянии (а) и после отжига при 800°C (b).

### 3. Обсуждение результатов

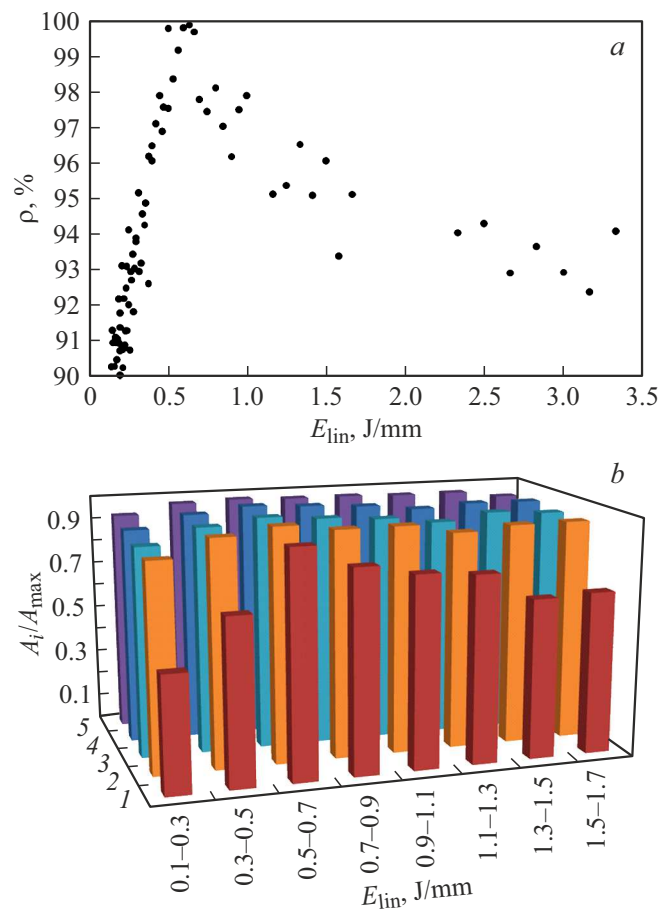
Прежде всего, обсуждения заслуживают высокие механические характеристики образцов титана VT1-0. Как известно, для титана VT1-0, полученного традиционными методами, значения предела прочности составляют 400–500 МПа [4]. Полученные в настоящей работе высокие значения предела прочности (820 МПа) могут быть объяснены наличием мелкодисперсной мартенситной  $\alpha'$ -фазы, возникновение которой связывают с высокой скоростью кристаллизации материалов на основе титана ( $\sim 10^5$ – $10^7$  K/s) [21–23], получаемых методами СЛС.

Важный результат, нуждающийся в обсуждении, это полученные зависимости исследованных физико-механических свойств от параметров СЛС. В первом приближении все получаемые зависимости можно объяснить влиянием объемной доли возникающих при неоптимальных режимах СЛС пор, коррелирующей с плотностью материала. Для объяснения наличия двух зон с низкой плотностью в различных областях пространства параметров СЛС (рис. 4, *a*) необходимо ввести понятие объемной плотности энергии (ОПЭ), которое широко используется в работах [13,18–21,24–27] при решении задачи оптимизации параметров СЛС-титана. Объемная плотность энергии — это величина энергии, выделившейся при СЛС в единице объема материала, обычно представляющаяся выражением

$$E_v = P/(hdV), \quad (1)$$

где  $P$  — мощность лазерного излучения,  $h$  — толщина слоя,  $d$  — расстояние между линиями штриховки,  $V$  — скорость сканирования. Здесь следует заметить, что в качестве параметра  $d$  следовало бы использовать величину диаметра сфокусированного лазерного луча. Однако многие исследователи не имеют технической возможности варьировать диаметр луча (ряд СЛС-установок имеет фиксированный диаметр луча), при этом варьировемым параметром является „расстояние между линиями штриховки“, который и используется для расчетов удельной энергии во всех упомянутых выше работах. С другой стороны, поскольку расстояние между линиями штриховки выбирают, как правило, примерно равным диаметру луча (с минимальным перекрытием линий), то отличие в искомым значениях плотности энергии будут незначительными при любом выборе параметра  $d$ . В настоящей работе для возможности сопоставления с результатами других авторов расчет ОПЭ в соответствии с выражением (1) проводится с использованием в качестве  $d$  расстояния между линиями штриховки. В таблице представлены основные параметры СЛС и значение ОПЭ, которое в соответствии с выражением (1) для оптимального режима составило 79 J/mm.

Поскольку в настоящей работе такие параметры СЛС как толщина слоя, расстояние между линиями штриховки и др. оставались постоянными, и варьировались только мощность лазерного излучения и скорость сканирования, то введем величину линейной плотности



**Рис. 6.** Зависимость физико-механических характеристик титана VT1-0 от линейной плотности энергии  $E_{lin}$  при СЛС: *a* — зависимость для относительной плотности  $\rho$ ; *b* — диаграмма для нормированных значений характеристик  $A_i/A_{max}$ : 1 — удлинение после разрыва, 2 — предел текучести, 3 — предел прочности, 4 — относительная плотность, 5 — модуль Юнга.

энергии (ЛПЭ),  $E_{lin}$ , в виде часто используемого соотношения [24–27]:

$$E_{lin} = P/V. \quad (2)$$

Для оценки влияния ЛПЭ на величину относительной плотности преобразуем диаграмму, приведенную на рис. 4, *a*, в график зависимости плотности от ЛПЭ, представленный на рис. 6, *a*. Как видно из рисунка, минимальные значения плотности 90% наблюдаются при минимальных значениях ЛПЭ 0.1–0.2 J/mm. Очевидной причиной низкой плотности в этих условиях является высокая пористость, вызванная недостаточной для однородного плавления порошка энергией при низкой мощности излучения и высокой скорости сканирования. Низкие значения относительной плотности около 92% наблюдаются и при самых высоких значениях ЛПЭ (3 J/mm), это связано с совокупностью процессов, происходящих при СЛС в материале в том случае, если температура в ванне расплава близка к температуре испарения достаточно продолжительное время [28,29]. Кристаллизация расплава в перегретом материале идет

Параметры процесса СЛС и значения объемной и линейной плотности энергии

Параметры	Мощность излучения, $P$ , W	Толщина слоя, $h$ , $\mu\text{m}$	Скорость сканирования $V$ , mm/s	Расстояние между линиями штриховки $d$ , $\mu\text{m}$	Объемная плотность энергии $E_v$ , J/mm	Линейная плотность энергии $E_{lin}$ , J/mm	Источник
CP-Ti (grade 1)	165	100	138	100	120	1.1	[18]
CP-Ti (grade 2)	175	30	800	150	49	0.22	[26]
CP-Ti (grade 3)	50	25	330	80	76	0.15	[20]
CP-Ti (grade 3)	210	30	1000	120	58	0.21	[27]
CP-Ti (grade 3)	90	50	400	50	90	0.23	[21]
BT1-0	100	70	150	120	79	0.66	Настоящая работа

неравномерно, что приводит к образованию многочисленных мелких пор в получаемом материале [29–31].

Качественное объяснение наличия областей с низкими значениями механических характеристик на плоскости СЛС-параметров „мощность излучения–скорость сканирования“ может быть также дано на основе построения их зависимости от величины ЛПЭ. Для оценки влияния ЛПЭ на величины предела прочности, предела текучести, удлинения после разрыва и модуля Юнга преобразуем соответствующие диаграммы, приведенные на рис. 1–3, в графики зависимостей вышеуказанных величин от ЛПЭ (рис. 6, *b*). Для удобства анализа данные были нормированы на максимальные значения соответствующих величин. Как видно из рис. 6, *b*, поведение всех физико-механических характеристик имеет схожий нелинейный характер: при низких значениях ЛПЭ (ниже 0.5 J/mm) наблюдаются низкие значения исследуемых характеристик материала; максимальные значения достигаются в диапазоне значений ЛПЭ от 0.5 до 0.7 J/mm; при высоких значениях ЛПЭ (выше 1 J/mm) наблюдается снижение значений всех характеристик. Причиной снижения характеристик в двух областях является высокая пористость материала, вызванная низкой ЛПЭ, недостаточной для однородного плавления порошка, и высокой ЛПЭ, приводящей к перегреву материала и неравномерной кристаллизации с образованием пор.

Из рис. 6 видно, что оптимальными параметрами СЛС для получения материала с высокой плотностью (близкой к теоретической) и высокими механическими характеристиками являются значения ЛПЭ от 0.5 до 0.7 J/mm. При этом с точки зрения перспектив применения технологии СЛС для производства изделий медицинского назначения, оптимальными следует признать параметры с более высокими скоростями сканирования,

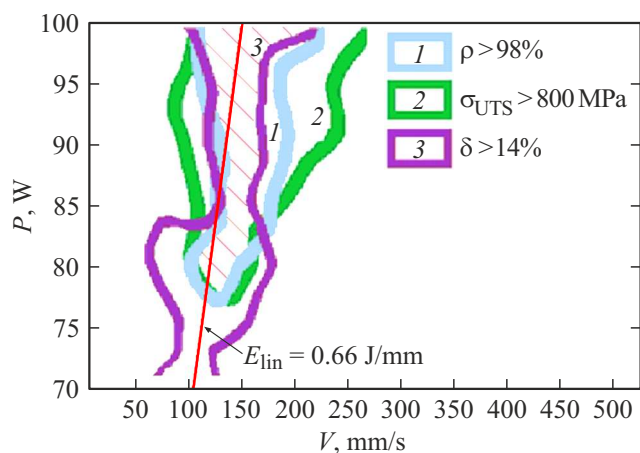


Рис. 7. Области оптимальных параметров СЛС для получения высоких характеристик титана BT1-0: 1 — относительная плотность, 2 — предел прочности, 3 — удлинение после разрыва.

так как это существенно сокращает время изготовления изделий.

В таблице представлены значения объемной и линейной плотности энергии, полученные в работах [18,20,21,26,27]. Данные значения приведены только для СЛС-образцов нелегированного титана, которые имели высокие механические характеристики и высокую относительную плотность материала (более 99%).

В заключение полученные физико-механические характеристики титана BT1-0 можно представить в виде обобщенной „карты СЛС“ в координатах „мощность излучения–скорость сканирования“ (рис. 7), на которой указаны области максимальных значений для ря-

да важнейших физико-механических свойств, таких как плотность, прочность и пластичность, и единая область параметров, в которой все эти характеристики имеют максимальные значения одновременно (заштрихованная область). Титан VT1-0, полученный при СЛС-режимах, лежащих на полуплоскости слева и справа от изолинии оптимальной ЛПЭ 0.66 J/mm, имеет более низкие физико-механические характеристики по сравнению с материалом, полученным при оптимальных параметрах СЛС. При этом следует отметить, что нами предполагается, что в других областях плоскости параметров „мощность излучения—скорость сканирования“, которые не исследованы в настоящей работе (при мощностях более 100 W), оптимальные режимы СЛС следует также искать при режимах, близких к изолинии ЛПЭ 0.66 J/mm.

## Заключение

Проведены комплексные исследования физико-механических свойств и структуры образцов нелегированного титана VT1-0, созданных методом СЛС. В ходе настоящей работы показано следующее:

1. В оптимальных условиях СЛС получены высокие прочностные характеристики (предел прочности 820 МПа, предел текучести 710 МПа), превышающие в 2 раза значения для данного материала, изготовленного с использованием стандартных технологий.

2. Причиной повышения механических характеристик титана VT1-0 является формирование мелкодисперсной мартенситной  $\alpha'$ -фазы, получаемой вследствие высоких скоростей кристаллизации, реализуемых в процессе СЛС.

3. Показано, что параметры СЛС существенно влияют на структуру и свойства материала. Высокие механические характеристики получаются при оптимальных значениях линейной плотности энергии 0.6–0.7 J/mm.

## Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке Российского научно-го фонда (грант № 22-19-00271).

## Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

- [1] D.M. Brunette, P. Tengvall, M. Textor, P. Thomsen. *Titanium in Medicine: Material Science, Surface Science, Engineering, Biological Responses and Medical Applications* (Springer, Berlin, 2001)
- [2] A.T. Sidambe. *Materials*, **7**, 8168 (2014). DOI: 10.3390/ma7128168
- [3] N. Schiff, B. Grosogeat, M. Lissac, F. Dalard. *Biomaterials*, **23**, 1995 (2002). DOI: 10.1016/S0142-9612(01)00328-3
- [4] И.Н. Фридляндер. *Машиностроение. Энциклопедия: Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы* (Машиностроение, М., 2001), т. II-3.
- [5] *Имплантаты для хирургии. Металлические материалы. Имплантаты для хирургии. Металлические материалы. Часть 3. Деформируемый сплав на основе титана, 6-алюминия и 4-ванадия* (ГОСТ Р ИСО 5832-3-2020)
- [6] M. Geetha, A.K. Singh, R. Asokamani, A.K. Gogia. *Prog. Mater. Sci.*, **54**, 397 (2009). DOI: 10.1016/j.pmatsci.2008.06.004
- [7] J. Mazurek-Popczyk, L. Palka, K. Arkusz, B. Dalewski, K. Baldy-Chudzik. *Injury*, **53**, 938 (2022). DOI: 10.1016/j.injury.2021.12.020
- [8] A.X.Y. Guo, L. Cheng, S. Zhan, S. Zhang, W. Xiong, Z. Wang, G. Wang, S. C. Cao. *J. Mater. Sci. Technol.*, **125**, 252 (2022). DOI: 10.1016/j.jmst.2021.11.084
- [9] Н.А. Копорушко, С.В. Мишинов, В.В. Ступак. *Полиатравма*, **3**, 54 (2020). DOI: 10.24411/1819-1495-2020-10033
- [10] S. Bo, S. Wen, C. Yan, Q. Wei, Y. Shi. *Selective Laser Melting for Metal and Metal Matrix Composites* (Academic Press, London, 2021), DOI: 10.1016/C2018-0-01940-4
- [11] I. Yadroitsev, I. Yadroitsava, A. Du Plessis, E. Macdonald. *Fundamentals of Laser Powder Bed Fusion of Metals* (Elsevier, 2021), DOI: 10.1016/C2020-0-01200-4
- [12] Н.В. Казанцева, П.В. Крахмалев, И.А. Ядройцева, И.А. Ядройцев. *ФММ*, **122**, 8 (2021). DOI: 10.31857/S001532302101006X
- [13] F.N. Depboylu, E. Yasa, Ö. Poyraz, J. Minguella-Canela, F. Korkusuz, M.A. de los Santos López. *J. Mater. Res. Technol.*, **17**, 1408 (2022). DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.01.087
- [14] H. Attar, M.J. Bermingham, S. Ehtemam-Haghighi, A. Dehghan-Manshadi, D. Kent, M.S. Dargusch. *Mater. Sci. Eng. A*, **760**, 339 (2019). DOI: 10.1016/j.msea.2019.06.024
- [15] C.-L. Li, C.-S. Wang, P.L. Narayana, J.-K. Hong, S.-W. Choi, J.H. Kim, S.W. Lee, C.H. Park, J.-T. Yeom, Q. Mei. *J. Mater. Res. Technol.*, **11**, 301 (2021). DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.01.008
- [16] C.-L. Li, J.W. Won, S.-W. Choi, J.-H. Choe, S. Lee, C.H. Park, J.-T. Yeom, J.K. Hong. *J. Alloy Compd.*, **803**, 407 (2019). DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.06.305
- [17] M.T. Hasib, H.E. Ostergaard, Q. Liu, X. Li, J.J. Kruzic. *Addit. Manuf.*, **45**, 102027 (2021). DOI: 10.1016/j.addma.2021.102027
- [18] H. Attar, S. Ehtemam-Haghighi, D. Kent, X. Wu, M.S. Dargusch. *Mater. Sci. Eng. A*, **705**, 385 (2017). DOI: 10.1016/j.msea.2017.08.103
- [19] L. Zhou, T. Yuan, J. Tang, J. He, R. Li. *Opt. Laser Technol.*, **119**, 105625 (2019). DOI: 10.1016/j.optlastec.2019.105625
- [20] B. Wysocki, P. Maj, A. Krawczyńska, K. Roźniatowski, J. Zdunek, K.J. Kurzydłowski, W. Świąszkowski. *J. Mater. Process. Tech.*, **241**, 13 (2017). DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.10.022
- [21] D. Gu, Y.-C. Hagedorn, W. Meiners, G. Meng, R.J. Santos Batista, K. Wissenbach, R. Poprawe. *Acta Mater.*, **60**, 3849 (2012). DOI: 10.1016/j.actamat.2012.04.006
- [22] D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, C. Emmelmann. *Acta Mater.*, **117**, 371 (2016). DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.019



- [23] H.D. Nguyen, A. Pramanik, A.K. Basak, Y. Dong, C. Prakash, S. Debnath, S. Shankar, I.S. Jawahir, S. Dixit, D. Buddhi. *J. Mater. Res. Technol.*, **18**, 4641 (2022). DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.04.055
- [24] A. Atace, Y. Li, M. Brandt, C. Wen. *Acta Mater.*, **158**, 354 (2018). DOI: 10.1016/j.actamat.2018.08.005
- [25] H. Attar, M. Calin, L.C. Zhang, S. Scudino, J. Eckert. *Mater. Sci. Eng. A*, **593**, 170 (2014). DOI: 10.1016/j.msea.2013.11.038
- [26] Q. Tao, Z. Wang, G. Chen, W.C.P. Cao, C. Zhang, W. Ding, X. Lu, T. Luo, X. Qu, M. Qin. *Addit. Manuf.*, **34**, 101198 (2020). DOI: 10.1016/j.addma.2020.101198
- [27] Y.P. Dong, J.C. Tang, D.W. Wang, N. Wang, Z.D. He, J. Li, D.P. Zhao, M. Yan. *Mater. Design*, **196**, 109142 (2020). DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109142
- [28] T. Mishurova, K. Artzt, J. Haubrich, G. Requena, G. Bruno. *Addit. Manuf.*, **25**, 325 (2019). DOI: 10.1016/j.addma.2018.11.023
- [29] P. Tan, R. Kiran, K. Zhou. *J. Manuf. Process.*, **64**, 816 (2021). DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.01.058
- [30] H. Wang, Y. Zou. *Int. J. Heat Mass Tran.*, **142**, 118473 (2019). DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2019.118473
- [31] H. Salem, L.N. Carter, M.M. Attallah, H.G. Salem. *Mater. Sci. Eng. A*, **767**, 138387 (2019). DOI: 10.1016/j.msea.2019.138387