

Оригинальная статья

УДК 67.017

DOI: 0.57070/2304-4497-2023-4(46)-64-78

**ПРОЦЕСС ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА:
ВЛИЯНИЕ МОЩНОСТИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ
И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ**

© 2023 г. А. В. Балякин

Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева (Россия, 443086, Самара, Московский шоссе, ул. 34)

Аннотация. Изучены микроструктура и механические свойства при растяжении образцов из жаропрочного сплава на никелевой основе, полученных с использованием процесса прямого подвода энергии и материала (LP-DED). Мощность лазерного излучения варьировали от 1200 до 2000 Вт. Было отмечено, что низкая мощность лазера может привести к более высоким скорости охлаждения и дефектности в микроструктуре образцов. Мощность излучения 2000 Вт привела к получению самых высоких механических свойств при растяжении. Было исследовано влияние термической обработки на микроструктуру, твердость и свойства при растяжении. При исследовании образцов после разрушения обнаружено, что в изломах образцов, полученных при мощности 1400 – 1800 Вт, присутствуют дефекты в виде непроплавов и трещин. В изломах образцов, изготовленных при мощности лазера 1200 и 1600 Вт, присутствуют не расплавившиеся частицы порошка. На поверхностях излома всех образцов присутствовали ямки и классическая форма чашечки и конуса, указывающие на вязкий механизм разрушения. Было обнаружено, что термическая обработка может полностью гомогенизировать микроструктуру, привести к относительно однородным, равноосным зернам и увеличить твердость материала. Термическая обработка снижает анизотропию свойств, приводит к повышению уровня свойств на растяжение при разной мощности лазера. Исследование предоставляет первоначальную основу, чтобы помочь конструкторам и специалистам с выбором мощности лазера, а также понимать его воздействие на жаропрочный сплав, влияние на микроструктуру и механические свойства при комнатной температуре.

Ключевые слова: процесс прямого подвода энергии и материала, сплав ЭП648, мощность лазерного излучения, механические свойства при растяжении, термическая обработка, микроструктура, твердость

Финансирование: Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства по теме «Организация высокотехнологичного производства индустриальных ГТД с интеллектуальной системой конструкторско-технологической подготовки для повышения функциональных характеристик» (Соглашение о предоставлении гранта № 075-11-2021-042 от 24.06.2021 г.)

Для цитирования: Балякин А.В. Процесс прямого лазерного выращивания жаропрочного сплава: влияние мощности и термической обработки на микроструктуру и механические характеристики. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;(4(46)):64–78. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4\(46\)-64-78](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-64-78)

Original article

**PROCESS OF DIRECT LASER GROWTH OF HEAT-RESISTANT ALLOY: INFLUENCE
OF POWER AND HEAT TREATMENT ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL
CHARACTERISTICS**

© 2023 A. V. Balyakin

Abstract. The microstructure and tensile mechanical properties of samples made of a heat-resistant nickel-based alloy obtained using the direct energy and material supply (LP-DED) process have been studied. The power of the laser radiation varied from 1200 to 2000 watts. It was noted that low laser power can lead to higher cooling rates and defects in the microstructure of the samples. The radiation power of 2000 W resulted in the highest mechanical properties under tension. The effect of heat treatment on microstructure, hardness and tensile properties was investigated. When examining the samples after destruction, it was found that defects in the form of non-melts and cracks are present in the fractures of the samples obtained at a power of 1400 - 1800 watts. In the fractures of the samples made at a laser power of 1200 and 1600 W, there are non-molten powder particles. On the fracture surfaces of all samples, pits and the classic shape of a cup and cone were present, indicating a viscous fracture mechanism. It was found that heat treatment can completely homogenize the microstructure, lead to relatively homogeneous, equiaxed grains and increase the hardness of the material. Heat treatment reduces the anisotropy of properties, leads to an increase in the level of tensile properties at different laser power. The study provides an initial basis to help designers and specialists with the choice of laser power, as well as to understand its effect on a heat-resistant alloy, its effect on microstructure and mechanical properties at room temperature.

Keywords: direct energy and material supply process, EP648 alloy, laser radiation power, mechanical properties in tension, heat treatment, microstructure, hardness

Financing: The work was carried out with the financial support of the Ministry of Education and Science of Russia within the framework of implementation of the complex project on creation of high-tech production on the theme "Organization of high-tech production of industrial GTD with an intelligent system of design and technological preparation to improve functional characteristics" (Grant Agreement no. 075-11-2021-042 dated 24.06.2021).

For citation: Balyakin A.V. Process of direct laser growth of heat-resistant alloy: influence of power and heat treatment on microstructure and mechanical characteristics. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;(4(46)):64–78. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4\(46\)-64-78](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-64-78)

Введение

Жаропрочные никелевые сплавы совершенствовались в течение достаточно продолжительного времени, что обусловлено постоянно повышающимися требованиями к эксплуатационным характеристикам материалов, а также развитием технологий металлургического производства. Развитие жаропрочных никелевых сплавов началось с деформируемых сплавов и разработки в 1940-х гг. дисперсионно-твердеющих сплавов Nimonic 80 в Англии и ЭИ437 в СССР. Необходимость увеличения жаропрочности привела к повышению легирования и, как следствие, к снижению деформируемости сплавов. Эту проблему удалось решить в 1950-х гг. с появлением литейных сплавов и развитием технологии литья по выплавляемым моделям. В 1960-х гг. получила развитие технология направленной кристаллизации и монокристаллического литья [1 – 3]. Каждая из перечисленных технологий оказывает существенное влияние на структуру материала, которая определяет механические свойства сплавов. Зная особенности формирования структуры при протекании технологического процесса, можно корректировать химический состав материала таким образом, чтобы нивелировать недостатки и усилить преимущества той или иной технологии. В настоя-

щее время применяют все перечисленные технологии, так как у каждой из них есть свои преимущества, определяющие целесообразность применения при изготовлении конкретной детали. Для каждой технологии специально разработаны никелевые сплавы, позволяющие повысить их эксплуатационные свойства.

Широкое распространение при производстве изделий в последнее десятилетие получают аддитивные технологии. Для получения заготовок деталей сложной геометрической формы из жаропрочных никелевых сплавов применяют селективное лазерное сплавление (СЛС) [4 – 6] и процесс прямого подвода энергии и материала LP-DED (в России известный как прямое лазерное выращивание (ПЛВ)) [7 – 9]. Однако в настоящее время для СЛС и ПЛВ применяются сплавы, изначально разработанные для других технологических процессов.

Из работ [10 – 12] следует, что предел прочности и текучести, а также удлинения и сужения образцов из сплава ЭП648, полученных методом СЛС после горячего изостатического прессования (ГИП) и термической обработки, существенно превосходят аналогичные свойства материала, полученного по технологии литья с последующей термической обработкой.

Т а б л и ц а 1

Химический анализ металлического порошка жаропрочного сплава на никелевой основе ЭП648 (ХН50ВМТЮБ)**Table 1. Chemical analysis of metal powder of heat-resistant nickel-based alloy EP648 (CHN50VMTUB)**

Показатель	Значение показателя для химического элемента										
	Mn	Cr	Si	Ni	Fe	Al	B	Ti	Mo	Nb	Ce
Массовая доля элементов, %	0,16	33,2	0,001	61,7	0,2	0,73	0,00	0,94	2,87	0,71	0,02
Нормативное значение, % (по массе)	≤ 0,5	32,0 – 35,0	≤ 0,4	Основа	≤ 4	0,5 – 1,1	≤ 0,008	0,5 – 1,1	2,3 – 3,3	0,5 – 1,1	≤ 0,03

Механические свойства определяются структурно-фазовым состоянием материала. В качестве материала для исследования выбран жаропрочный никелевый деформируемый сплав с высокой жаростойкостью марки ЭП648 (ХН50ВМТЮБ). Сплав ЭП648 был адаптирован для процессов аддитивного производства (СЛС и ПЛВ), с целью быстрого изготовления геометрически сложных компонентов по сниженной стоимости и времени получения заготовки по сравнению с традиционными методами [6, 7, 9 – 12].

Однако возможность варьирования мощности лазерного излучения в широком диапазоне приводит к изменению размера и геометрии ванны расплава. Такое воздействие вызывает значительные изменения в термической истории заготовки, получаемой методом ПЛВ, что неизбежно может повлиять на их микроструктуру и механические свойства [13 – 15]. Поэтому важно понимать влияние мощности лазерного излучения для облегчения проектирования технологического процесса и изготовления заготовок методом ПЛВ [16 – 18]. Кроме того, высокие скорости охлаждения в процессе ПЛВ могут привести к образованию сильно текстурированной, дендритной микроструктуры (с дендритами, ориентированными перпендикулярно границам ванны расплава) и объемных дефектов, потенциально приводящие к анизотропному поведению материала, недостаточной пластичности. Если дендритную микроструктуру, полученную в процессе ПЛВ, можно удалить с помощью термической обработки (ТО) [19, 20], то объемные дефекты трудно удалить с помощью последующей обработки. Таким образом, в настоящей работе исследуется влияние мощности лазерно-

го излучения и термической обработки, включающей несколько стадий, на микроструктуру, твердость и свойства при растяжении образцов из сплава ЭП648, полученных по технологии ПЛВ лазером разной мощности (1200, 1400, 1600, 1800, и 2000 Вт), для выбора наиболее подходящего режима сплавления и последующей ТО.

Методы и принципы исследования

Образцы были получены из металлопорошковой композиции (МПК) жаропрочного сплава ЭП648 (ХН50ВМТЮБ), материал подложки – сталь марки Ст3. Химический состав порошка представлен в табл. 1, 2, внешний вид представлен на рис. 1. Отбор проб проведен в соответствии с ГОСТ 23148 – 98. Химический состав МПК жаропрочного сплава на никелевой основе ЭП648 (изготовитель АО «Опытный завод «Микрон») соответствует требованиям ТУ 14-1-1072 – 74. Определение размеров частиц проведено в соответствии с ГОСТ 23402 – 78, формы частиц – в соответствии с ГОСТ 25849 – 83, описание дефектов – в соответствии с ГОСТ Р 58418 – 2019. Исследование микроструктуры порошка проводили на электронном растровом микроскопе TESCAN VEGA. Форма частиц в основном сферическая (табл. 3), на поверхности частиц сателлиты не обнаружены (рис. 1). Технология получения МПК – плазменное распыление металла в непрерывно контролируемой среде инертных газов. Металлопорошковую композицию разделяли на фракции методом сухого отсева (табл. 4) и упаковывали в среде защитного газа, что позволяет сохранить свойства порошков в

Т а б л и ц а 2

Химические элементы порошка ЭП648 (ХН50ВМТЮБ), рассчитанные с использованием методик аналитической химии**Table 2. Chemical elements of EP648 (CHN50VMTUB) powder calculated using analytical chemistry techniques**

Показатель	Значение показателя для химических элементов			
	C	S	P	W
Массовая доля элементов, %	0,0096	0,003	0,004	4,80
Нормативное значение, %	≤ 0,1	≤ 0,01	≤ 0,015	4,3 – 5,3

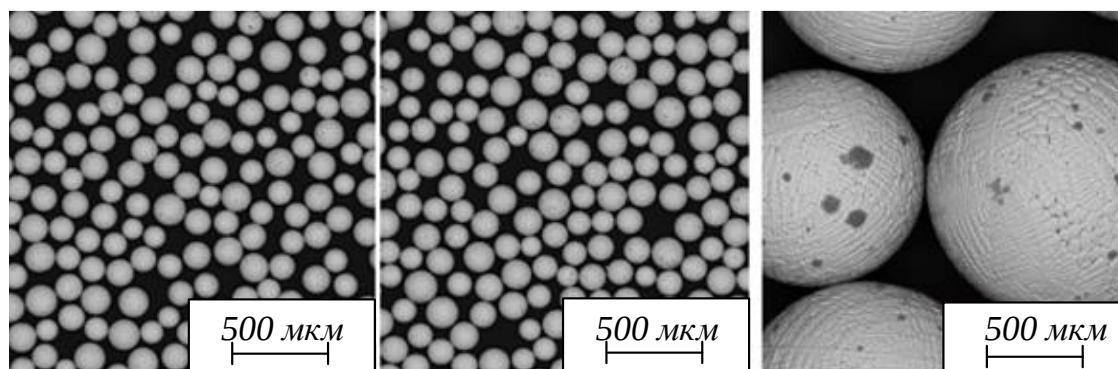


Рис. 1. Общий вид поверхности частиц

Fig. 1. General view of the particle surface

течение всего периода хранения. На основании анализа МПК было установлено, что во всех частицах наблюдается равномерное распределение фазовых составляющих, поры в микроструктуре и на поверхности отсутствуют. Текучесть МПК ЭП648 (ХН50ВМТЮБ) определяли с использованием калиброванной воронки (прибора Холла) по ГОСТ 20899 – 98, которая составляет 16,4 г/с. Насыпную плотность ($4,9 \text{ г/см}^3$) определяли по ГОСТ 19440 – 94.

Образцы размером $130 \times 20 \times 130 \text{ мм}$ были выращены на установке ПЛВ ИЛИСТ L (производства ИЛИСТ, г. Санкт-Петербург). Мощность лазерного излучения составляла 1200, 1400, 1600, 1800 и 2000 Вт. При каждой мощности было выращено по три образца в долевом и поперечном направлениях относительно направления выращивания, остальные фиксированные параметры процесса приведены в табл. 5.

Из выращенных образцов отрезали заготовки для структурных исследований размером $30 \times 20 \times 30 \text{ мм}$. Для контроля механических свойств изготавливали по три образца в долевом и поперечном направлении относительно

направления выращивания по ГОСТ 1497 – 84 (тип III, образца 7) для каждого режима. При изготовлении образцов резку проводили с использованием смазывающе-охлаждающей жидкости во избежание перегрева и прижогов материала. Термическую обработку проводили по следующему режиму: закалка на воздухе при температуре $1180 \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 4 ч и отжиг при $900 \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 16 ч. Указанный режим рекомендован для жаропрочного сплава ЭП648 (ВХ4А) и его литейной модификации ВХ4Л [24, 25].

С целью изучения механических свойств, микроструктуры и твердости образцов из жаропрочного сплава ЭП648, полученного методом ПЛВ, согласно режимам, представленных в табл. 5, проводили следующие исследования:

- твердость образцов по Бринеллю ГОСТ 9012 – 59 с использованием стационарного твердомера ТШ-2М;

- макроструктуры, микроструктуры и поверхности изломов образцов на металлографическом инвертированном микроскопе МЕТАМ ЛВ-32;

Таблица 3

Форма частиц МПК ЭП648 (ХН50ВМТЮБ) по ГОСТ 25849 – 83

Table 3. Particle shape of MPC EP648 (CHN50VMTUB) according to GOST 25849 – 83

Фактическое содержание частиц типовой формы, %		
Сферическая, %	Округлая, %	Угловатая, %
98	2	–
Содержание частиц типовой формы по ГОСТ 25849 – 83, %		
76,1	20,3	3,6

Таблица 4

Размер частиц МПК ЭП648 (ХН50ВМТЮБ) определенные методом сухого просеивания

Table 4. Particle size of MPC EP648 (CHN50VMTUB) determined by dry sieving method

Основная фракция, мкм	Отклонения от основной фракции, %	
	Плюсовая (более 200 мкм)	Минусовая (менее 73 мкм)
73 – 200	2,5	Отсутствует

Фиксированные параметры процесса в экспериментах
Table 5. Fixed process parameters in the experiments

Технологические параметры	Значение параметра
Скорость, мм/с	25
Диаметр пятна, мм	2,5
Ширина валика, мм	2,5
Смещение по ширине, мм	1,67
Технологическая пауза между слоями, с	40
Чистота кислорода в кабине, ppm	менее 500

– контроль механических свойств образцов согласно ГОСТ 1497 – 84 при помощи системы для усталостных испытаний INSTRON мод 8802 (испытания на растяжение проводили со скоростью деформации 1мм/мин).

Дефекты макро- и микроструктуры (пористость, не проплавленные частички МПК и трещины) оценивали в доленом и поперечном направлениях относительно роста при ПЛВ из одного образца для каждого режима в состоянии до и после термической обработки.

Макроанализ проводили на доленых темплетях, изготовленных по всей высоте образцов, и на поперечных темплетях, изготовленных по среднему сечению относительно высоты образцов со стороны левого бокового торца. Травление макротемплетов проводили в реактиве следующего состава: 500 мл HCl; 24 мл H₂SO₄; 200 г CuSO₄. Результаты макроанализа представлены на рис. 2. Микроанализ проводили на шлифах, изготовленных со стороны верхнего торца образцов. Травление шлифов осуществляли электролитическим способом при комнатной температуре в течение 60 – 90 с в электролите следующего состава: 10 г лимонной кислоты + 10 г хлористого аммония + 1 л воды.

Основные результаты

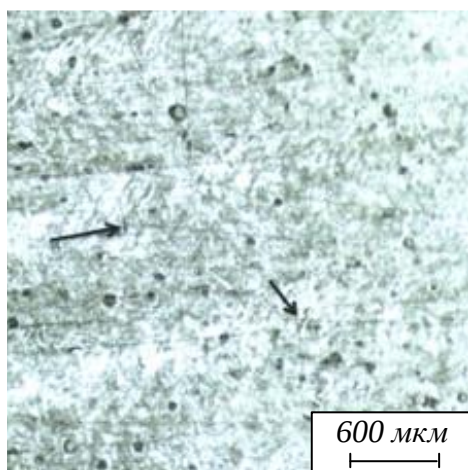
Доли площади микроструктуры, занятой дефектами, были относительно низкими для всех режимов выращивания, что привело к плотности материала выше 99,5 % (рис. 2). Также отмечено, что использование мощности лазерного излучения 2000 Вт приводит к наименьшей доле площади дефектов среди всех используемых в настоящей работе мощностей лазера.

Большинство дефектов представляли собой трещины, непроплавы и поры, захваченные газом, которые являются типичными дефектами технологии ПЛВ. Одной из причин появления трещин являются остаточные напряжения в материале и присутствие в сплавах карбидов. Причинами появления пор в выращенном материале, обычно являются локализованное испарение легирующих элементов, пористость исходного сырья или захват защитного газа [21 – 23].

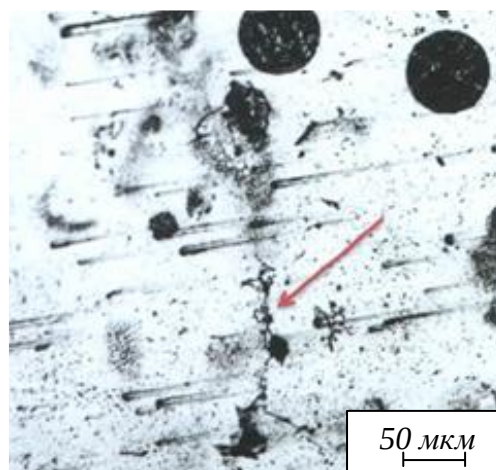
Непроплавленные частички МПК появляются при низкой мощности лазерного излучения, то есть из-за малой объемной плотности энергии, подведенной к МПК, недостаточной для полного расплавления частичек порошкового материала. Непроплавленные частички МПК отсутствовали в образцах, когда мощность лазера была увеличена до 1600 Вт. Изменения макро- и микроструктуры образцов при различной мощности лазера, а также до и после термической обработки были зафиксированы и исследованы. Результаты микроанализа представлены на рис. 2. Хотя макро- и микроструктуру исследовали для каждой мощности лазера, в настоящей работе приведены только те, которые наиболее показательно иллюстрируют характерные дефекты или их отсутствие.

В макроструктуре на всех образцах наблюдается выраженная граница слоев сплавления при ПЛВ (рис. 2). При микроанализе установлено, что на всех образцах трековой структуры не наблюдается. Микроструктура представляет собой зерна γ -твердого раствора + упрочняющие фазы. После термической обработки в макроструктуре образца наблюдаются слабо просматриваемые границы сплавления треков. Анализ микроструктуры показывает, что в образцах после термической обработки формируется разнотернистость, утрачивается слоистая структура, характерная для наплавленных частиц, наблюдаются структуры, характерные для упорядоченных твердых растворов на основе никеля (видно чередование фаз пластинчатой формы).

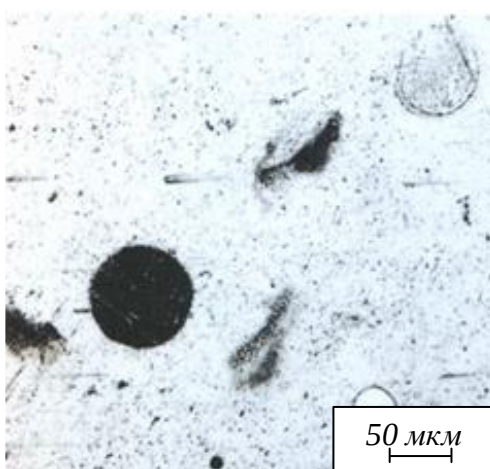
В материале всех образцов обнаружены дефекты (единичные поры, не расплавленные частицы порошка, непроплавы и трещины). В материале образцов, выращенных при мощности лазерного излучения 1200 Вт, обнаружены множественные нерасплавленные частицы порошка размером до 0,2 мм и единичные трещины длиной до 0,7 мм. В образцах, выращенных по режиму 2 (при мощности 1400 Вт), присутствуют поры до 0,3 мм, непроплавы до 0,09×0,25 мм, трещины до 3,0 мм. В образцах, выращенных при мощности 1600 Вт, обнаружены поры до 0,1 мм, непроплавы до 0,05×0,20 мм, трещины до



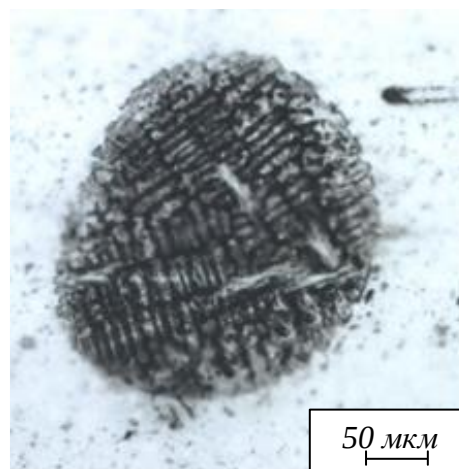
Макроструктура 1200 Вт (поперечный, после ТО)



Микроструктура 1200 Вт (поперечный, после ТО)



Микроструктура 1200 Вт (поперечный, после ТО)



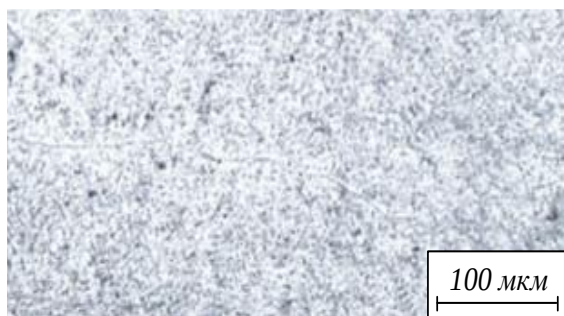
Микроструктура 1200 Вт (поперечный, после ТО)



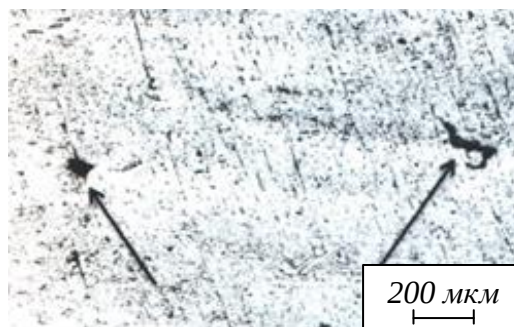
Макроструктура 1400 Вт (долговое направление, без ТО)



Макроструктура 1400 Вт (поперечный, без ТО)



Микроструктура 1400 Вт (долговое направление, после ТО)



Микроструктура 1400 Вт (поперечный, после ТО)

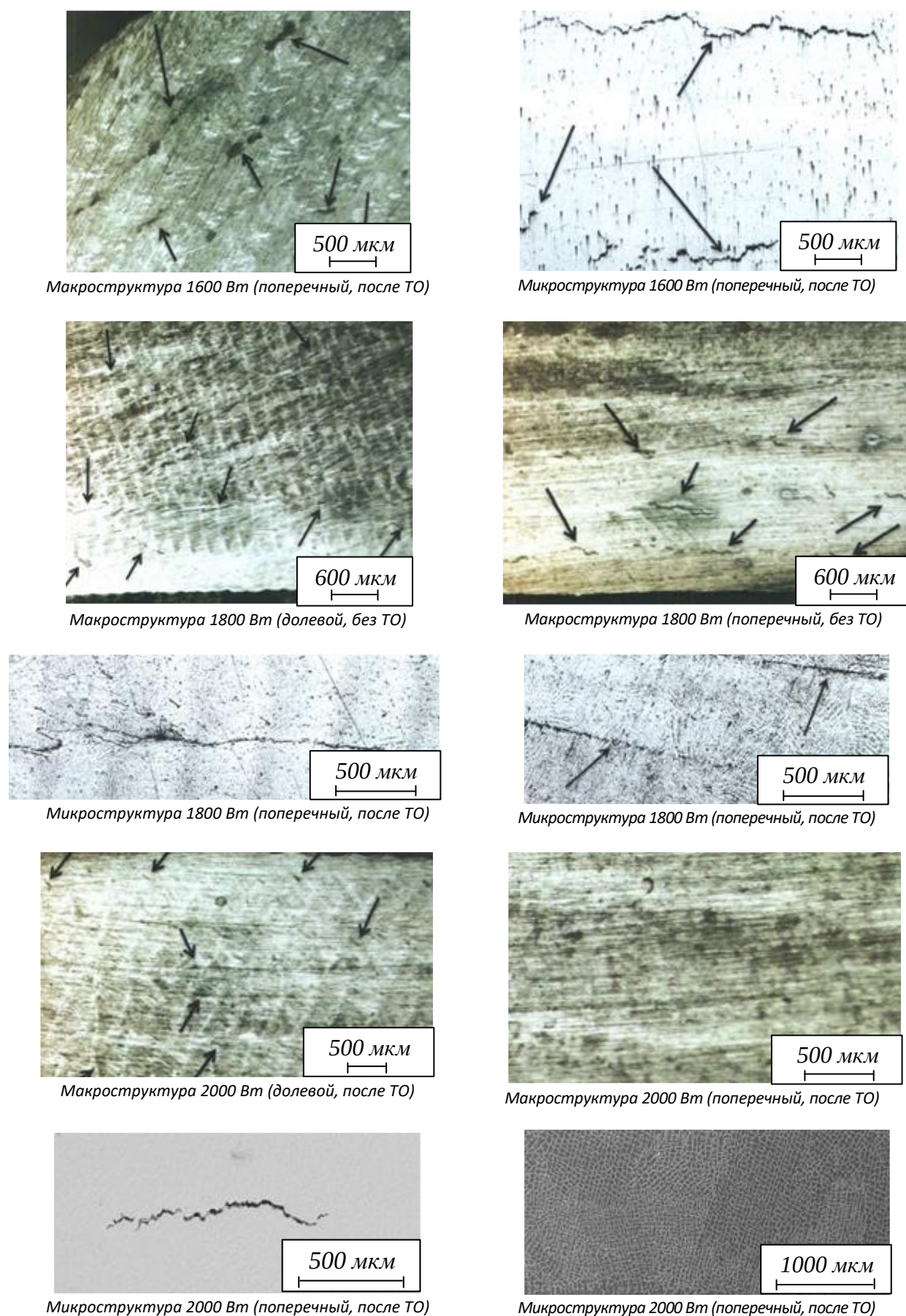


Рис. 2. Изменения макро- и микроструктуры образцов при различной мощности лазера, а также до и после термической обработки
 Fig. 2. Changes in macro and microstructure of samples at different laser power and before and after heat treatment

8,0 мм; при мощности 1800 Вт – поры до 0,1 мм, трещины до 2,5 мм; при мощности лазерного излучения 2000 Вт – трещины до 0,3 мм.

В микроструктуре образцов после термической обработки наблюдаются структуры, характерные для упорядоченных твердых растворов на основе никеля, видно чередование фаз пластинчатой формы. Однако твердость этих образцов по окончании проведенной термической обработки в долевом и поперечном направлении отличаются (различие составляет около 20 %), при этом упорядочивание должно приводить к получению более однородных свойств и повышению прочностных характеристик [20 – 25].

Результаты измерения механических свойств представлены в табл. 6 и рис. 3 – 7. Из рис. 3 видно, что с увеличением мощности лазера от 1200 до 2000 Вт временное сопротивление разрыву и предел текучести образцов изменяются не монотонно. Для образцов с продольным направлением выращивания наблюдается незначительное увеличение временного сопротивления разрыву от 900 до 1000 МПа при увеличении мощности от 1200 до 2000 Вт, с незначительным минимумом при мощности 1600 Вт. Наиболее высокая прочность наблюдается при мощности лазерного излучения около 1800 Вт. Эти же значения мощности приводят к получению высоких показателей относительного удлинения и невысоких значений относительного сужения.

Твердость образцов для мощности 1800 Вт имеет пониженные на 20 – 25 % значения по сравнению с уровнем мощности 1200 – 1600 Вт, но остается на довольно высоком уровне (около 210 – 230 НВ). Наибольшая твердость 285 – 302 НВ достигается после выращивания при мощности и 1200 Вт и термической обработки. Это может объясняться образованием в микроструктуре образцов упрочняющей γ' -фазы и дополнительных некогерентных фаз (γ' -фаза Ni_3Ti , Cr -фаза FeCr и карбидов Me_{23}C_6 и Me_6C) [20]. При этом полученные механические свойства соответствуют сплавам ВХ4Л или ВХ4А только после сплавления при мощности 1200 Вт, а для мощности 1800 Вт соответствуют сплаву ВХ4Л предел прочности и относительное удлинение. Механические свойства образцов после термической обработки представлены в табл. 7.

Проведение ТО приводит к повышению временного сопротивления разрыву в среднем на 10 – 15 % для обоих типов образцов, при этом сам характер зависимости значительно не меняется. Необходимая прочность, определяемая ВИАМ для сплава ВХ4, не достигается только для образцов, выращенных при мощности 1400 Вт (рис. 3).

Термическая обработка также позволяет повысить предел текучести (рис. 4) обоих типов

образцов, при этом для поперечных образцов наблюдается практически монотонный рост предела текучести после ТО с ростом мощности лазера. Для долевых образцов наблюдается максимум значений при мощности 1400 Вт, с последующим снижением при мощности 1600 и 1800 Вт, далее наблюдается повышение предела текучести при мощности лазера 2000 Вт.

Относительное удлинение (рис. 5) после термической обработки поперечных образцов снижается в среднем на 20 – 30 % относительно состояния без ТО для всех значений мощности лазера, а для продольных образцов снижение относительного удлинения после термической обработки наблюдается при мощности свыше 1400 Вт, в то время как для образцов без термической обработки это снижение наблюдалось с увеличением мощности свыше 1200 Вт. Относительное сужение образцов после ТО снижается для всех типов образцов, характер зависимости по сравнению с образцами без термической обработки не меняется (рис. 6).

Проведение термической обработки приводит к повышению твердости в среднем на 30 % по сравнению с образцами без обработки, с увеличением мощности лазера от 1200 до 2000 Вт твердость снижается в среднем на 15 %, при этом значения получили выше, чем для сплава ВХ4А (рис. 7).

При исследовании изломов образцов (рис. 8), установлено, что в образцах, полученных при мощности 1400 – 1800 Вт, наблюдаются дефекты в виде непроплавов и трещин, в изломах образцов (режим 1 и 3) – не расплавившиеся частицы металлического порошка. На поверхностях излома всех образцов присутствовали ямки и классическая форма чашечки и конуса, указывающие на вязкий механизм разрушения. С увеличением мощности лазера до 1400 Вт на поверхности излома наблюдается крупные непроплавы. Во всех образцах доминирующим механизмом разрушения было слияние дефектов, трещин, непроплавов, дефекты структуры способствуют зарождению излома.

Обсуждение

Получение изделий из жаропрочных сплавов методом прямого лазерного выращивания должно приводить к достижению требуемых свойств, связанных со структурой и особенностями нагружения изделий. Для проведения механической обработки, связанной с формированием высокого качества поверхности и низкой шероховатостью, желательно сочетание низкой прочности и твердости материала заготовки. В этой связи благоприятным режимом прямого лазер-

Механические свойства образцов без термической обработки
Table 6. Mechanical properties of samples without heat treatment

Режим обработки	Направление вырезки образцов	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %	HB
1 (1200 Вт)	долевое	862,0	611,0	36,2	37,3	243,0
		851,2	616,8	37,3	38,8	255,0
		864,9	606,0	38,1	44,3	257,0
	среднее значение	859,4	611,3	37,2	40,1	251,7
	поперечное	853,2	596,2	32,4	25,4	256,0
		850,2	596,2	31,5	29,7	237,0
		858,1	609,0	34,7	31,2	236,0
	среднее значение	853,8	600,5	32,9	28,8	243,0
2 (1400 Вт)	долевое	904,2	583,5	26,3	49,8	232,0
		896,3	577,6	25,9	50,0	244,0
		899,3	588,4	26,8	49,9	245,0
	среднее значение	899,9	583,2	26,3	49,9	240,3
	поперечное	625,7	520,7	14,7	19,9	239,0
		627,6	504,1	16,5	20,4	235,0
		626,6	511,9	16,4	21,1	236,0
	среднее значение	626,6	512,2	15,9	20,5	236,7
3 (1600 Вт)	долевое	868,9	526,6	25,2	19,1	223,0
		873,8	547,2	24,6	20,8	234,0
		862,0	536,4	25,3	19,4	234,0
	среднее значение	868,2	536,8	25,0	19,8	230,3
	поперечное	770,8	526,6	24,6	23,2	223,0
		772,8	535,4	28,2	25,2	232,0
		758,1	534,5	22,6	22,1	236,0
	среднее значение	767,2	532,2	25,1	23,5	230,3
4 (1800 Вт)	долевое	937,5	573,7	35,8	23,2	217,0
		936,5	560,0	36,5	24	226,0
		942,4	562,9	35,7	21,7	226,0
	среднее значение	938,8	565,5	36,0	23,0	223,0
	поперечное	826,7	577,6	35,6	30,5	213,0
		822,8	566,8	36,6	29,7	221,0
		814,0	566,8	36,9	29,4	221,0
	среднее значение	821,1	570,4	36,4	29,9	218,3
5 (2000 Вт)	долевое	974,8	599,2	25,1	44,7	203,0
		976,7	607,0	24,9	38,9	208,0
		973,8	608,0	24,8	45,1	208,0
	среднее значение	975,1	604,7	24,9	42,9	206,3
	поперечное	808,1	546,2	39,2	44,8	197,0
		797,3	549,2	38,8	32,9	197,0
		807,1	549,2	41	43,1	199,0
	среднее значение	804,1	548,2	39,7	40,3	197,7
Справочные данные ВИАМ для сплава ВХ4Л		784,5 – 882,6	588,4 – 686,5	4,0 – 7,0	4,0 – 7,0	–
Справочные данные ВИАМ для сплава ВХ4А		931,6	637,4	25,0	–	25,0

ного выращивания заготовок из сплава ЭП648 является режим с мощностью лазерного излучения 2000 Вт, после которого была получена минимальная твердости. Однако высокая энергия нежелательна из-за значительных энергозатрат в материал и появления трещин, которые являются причиной снижения прочности.

С другой стороны, механическая обработка лезвийным инструментом может проводиться на поверхностях, ориентированных произвольно по отношению к оси выращивания. Анизотропия свойств может оказывать негативное влияние на износ инструмента: на поверхностях с повышенными значениями прочности и твердости сопротивление точению выше по сравнению с

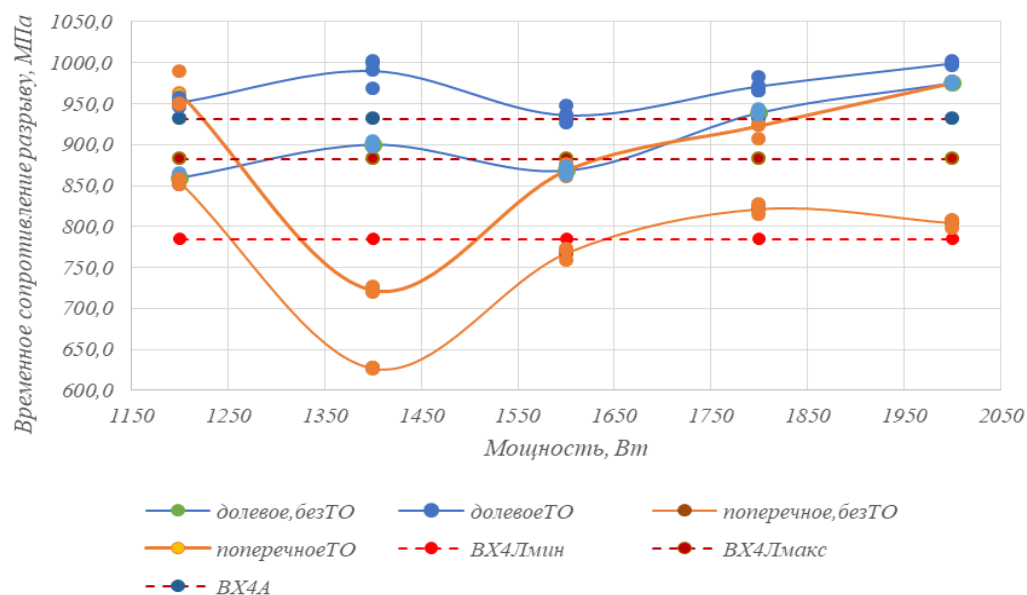


Рис. 3. Влияние мощности лазерного излучения на временное сопротивление разрыву с ТО и без ТО
Fig. 3. Graph of the effect of laser power on the time resistance to rupture with and without TO

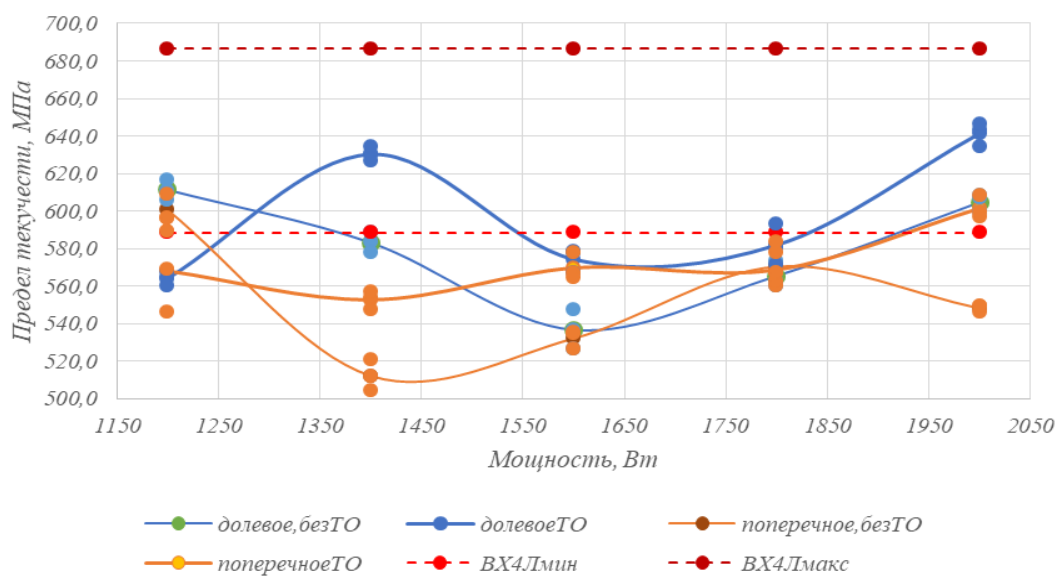


Рис. 4. Влияние мощности лазерного излучения на предел текучести
Fig. 4. Graph of the effect of laser radiation power on yield strength

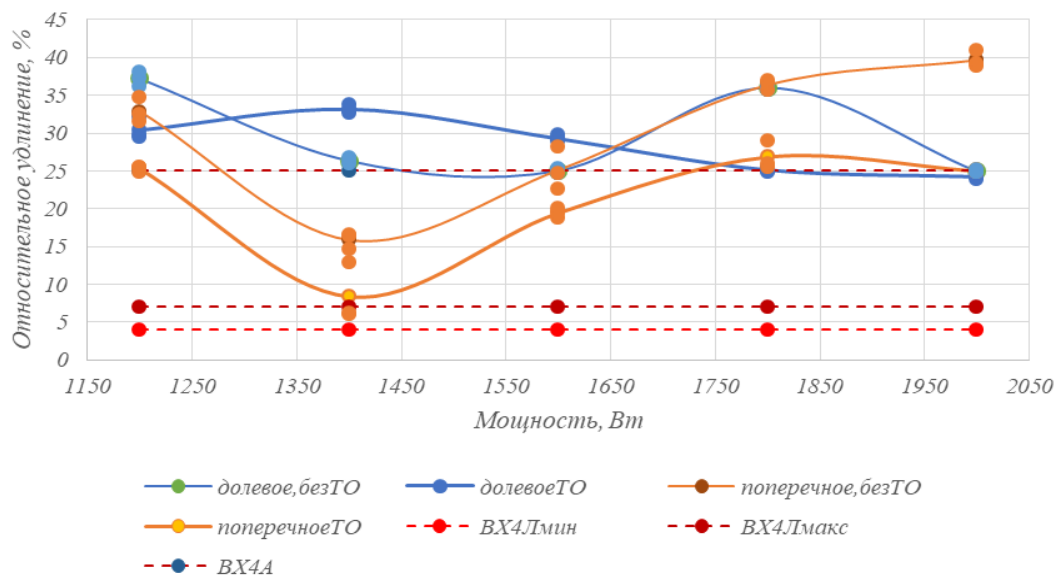


Рис. 5. Влияние мощности лазерного излучения на относительное удлинение
Fig. 5. Graph of the effect of laser power on relative elongation

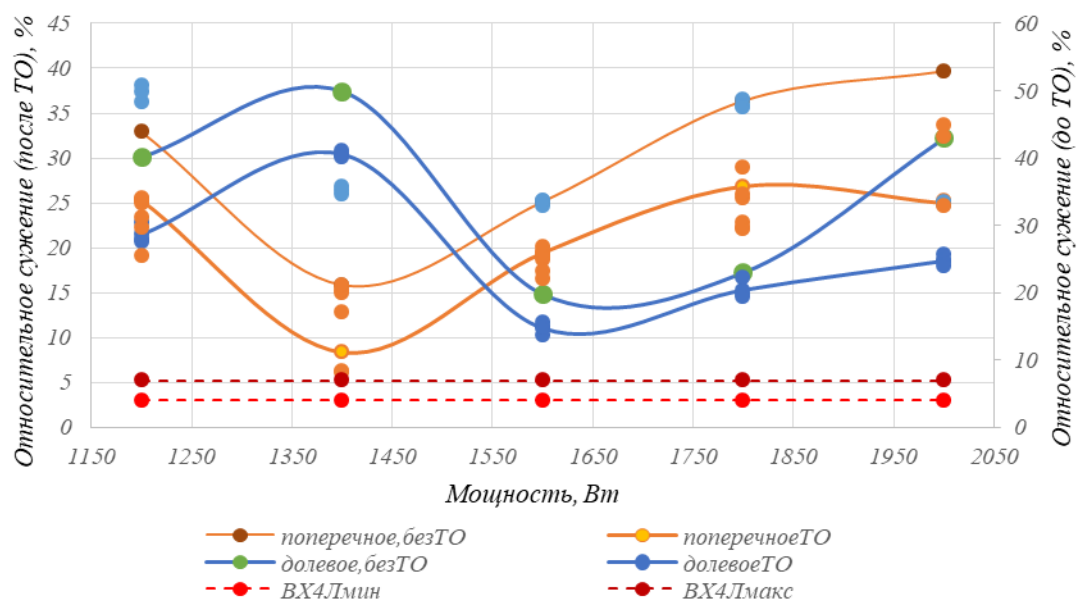


Рис. 6. Влияние мощности лазерного излучения на относительное сужение
Fig. 6. Graph of the effect of laser power on relative contraction

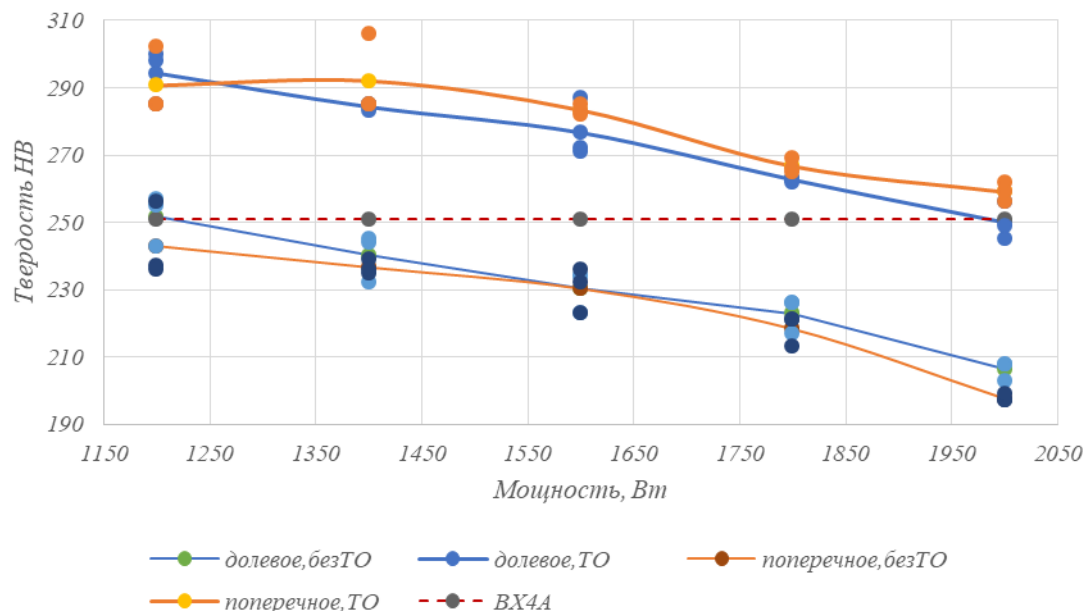


Рис. 7. Влияние мощности лазерного излучения на твердость
Fig. 7. Graph of the effect of laser power on hardness

поверхностями, имеющими низкие показатели твердости и прочности. Увеличение мощности лазерного излучения выше 1600 Вт приводит к росту анизотропии свойств образцов из сплава ЭП648 в термически не обработанном состоянии, поэтому применять указанные мощности нежелательно. Последующая термическая обработка, состоящая из закалки на воздухе и отжига, приводит не только к росту прочности и пластичности образцов, но и к снижению анизотропии образцов. Однако следует помнить, что ТО остается дорогостоящим этапом изготовления деталей, а также вызывает трудности при вы-

полнении этой операции для крупногабаритных и тонкостенных заготовок. Поэтому в случае получения необходимых свойств на этапе выращивания всегда является более предпочтительным.

Выводы

В настоящей работе образцы из сплава ЭП648 (ХН50ВМТЮБ) были выращены с использованием мощности лазера в диапазоне 1200 – 2000 Вт для оценки влияния на микроструктуру, механические свойства, твердость материала и появление дефектов. Кроме того,

Механические свойства образцов после термообработки
Table 7. Mechanical properties of samples after heat treatment

Режим обработки	Направление вырезки образцов	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %	НВ
1 (1200 Вт)	долевое	957,1	564,9	29,7	27,6	285
		950,3	567,8	29,4	27,9	300
		946,3	560,0	32,1	30,4	298
	<i>среднее значение</i>	951,2	564,2	30,4	28,6	294
	поперечное	948,3	589,4	24,9	15,7	285
		949,3	546,2	25,4	18,8	302
		989,5	568,8	25,5	17,3	285
	<i>среднее значение</i>	962,4	568,1	25,3	17,3	291
2 (1400 Вт)	долевое	999,3	629,6	32,7	41,1	283
		967,9	626,6	33,8	40,4	285
		1002,2	634,5	33,0	40,2	285
	<i>среднее значение</i>	989,8	630,2	33,2	40,6	284
	поперечное	720,8	547,2	6,2	8,6	306
		726,7	554,1	12,8	10,4	285
		718,8	557,0	6,1	9,1	285
	<i>среднее значение</i>	722,1	552,8	8,4	9,4	292
3 (1600 Вт)	долевое	947,3	577,6	29,7	15,6	271
		926,7	578,6	28,9	13,7	272
		933,6	566,8	29,2	14,9	287
	<i>среднее значение</i>	935,9	574,3	29,3	14,7	277
	поперечное	867,9	577,6	20,1	19,7	283
		875,7	566,8	19,5	18,1	282
		861,0	564,9	18,7	17,6	285
	<i>среднее значение</i>	868,2	569,8	19,4	18,5	283
4 (1800 Вт)	долевое	966,0	593,3	25,2	19,7	263
		965,0	580,6	25,4	22,2	263
		982,6	571,7	24,8	19,3	262
	<i>среднее значение</i>	971,2	581,9	25,1	20,4	263
	поперечное	937,5	583,5	29,0	27,0	269
		907,1	560,0	25,5	27,9	266
		923,8	562,9	26,0	26,9	265
	<i>среднее значение</i>	922,8	568,8	26,8	27,3	267
5 (2000 Вт)	долевое	996,4	643,3	24,3	25,6	245
		1001,3	634,5	23,8	24,7	256
		999,3	646,3	24,6	23,9	249
	<i>среднее значение</i>	999,0	641,4	24,2	24,7	251
	поперечное	973,8	599,2	25,2	15,8	262
		976,7	597,2	24,9	15,4	259
		974,8	608,0	24,8	15,3	256
	<i>среднее значение</i>	975,1	601,5	25,0	15,50	259
Справочные данные ВИАМ для сплава ВХ4Л		784,5 – 882,6	588,4 – 686,5	4,0 – 7,0	4,0 – 7,0	–
Справочные данные ВИАМ для сплава ВХ4А		931,6	637,4	25,0	–	251

исследовано влияние термической обработки на микроструктуру и механические свойства. На основании экспериментальных результатов можно сделать следующие выводы:

1. Механические свойства материала образцов при комнатной температуре в долевом и поперечном направлениях относительно роста при ПЛВ соответствуют справочным данным ВИАМ для сплавов

ВХ4А и ВХ4Л, кроме предела текучести и полностью соответствуют нормам ТУ 14-1-3046 – 97 на прутки из сплава ЭП648 (ВХ4А). Наиболее значительное снижение свойств в поперечном направлении относительно роста при ПЛВ получено на образцах после выращивания при мощности лазерного излучения 1400 Вт (не соответствуют справочным данным).

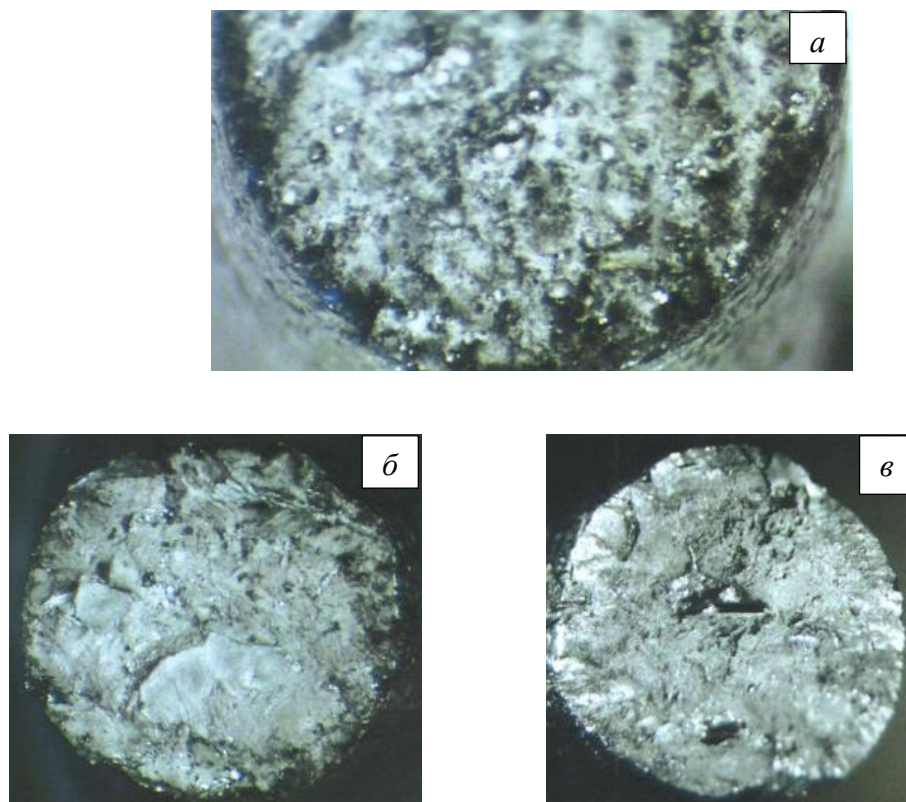


Рис. 8. Изломы разрывных образцов, полученных по режимам 1 (а), 3 (б) и 4 (в)
Fig. 8. Fractures of discontinuous samples obtained by modes 1 (a), 3 (б) and 4 (в)

2. В образцах обнаружены дефекты – единичные поры, непроплавы и большое количество трещин. Наибольшее количество трещин присутствовало в образцах, полученных при мощности лазерного излучения 1400 Вт. Они были более протяженные, по сравнению с образцами, полученными на других режимах, что, в свою очередь, отрицательно сказалось на механических свойствах.

3. Анизотропия свойств присутствует в образцах, полученных при мощности лазерного излучения 1200 – 2000 Вт, сохраняется после ТО. Термическая обработка снижает анизотропию свойств. Наибольшие показатели анизотропии свойств до и после термической обработки получены на образцах, выращенных при мощности 1400 Вт, $\sigma_b = 36\%$, $\sigma_{0,2} = 13\%$, $\delta = 50\%$, $\Psi = 84\%$. Наименьшие показатели анизотропии свойств после термической обработки получены на образцах, выращенных при мощности 2000 Вт.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kubiak K. et al. The unidirectional crystallization of metals and alloys (turbine blades). *Handbook of Crystal Growth*. 2015:413–457.
2. Raza M.H. et al. Grain Selection and Crystal Orientation in Single-Crystal Casting: State of the Art. *Crystal Research and Technology*. 2019;54(2):1800177.
3. Bondarenko Y.A. Trends in the development of high-temperature metal materials and technologies in the production of modern aircraft gas turbine engines. *Aviation*. 2020;2021 (2022):2023.
4. Blakey-Milner B. et al. Metal additive manufacturing in aerospace: A review. *Materials & Design*. 2021;209:110008.
5. Smelov V.G., Sotov A.V., Agapovichev A.V. Research on the possibility of restoring blades while repairing gas turbine engines parts by selective laser melting. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016;140(1):012019.
6. Hosseini E., Popovich V.A. A review of mechanical properties of additively manufactured Inconel 718. *Additive Manufacturing*. 2019;30:100877.
7. Балякин А.В. и др. Применение прямого лазерного сплавления металлических порошков из жаропрочных сплавов в двигателестроении. *Вестник Московского авиационного института*. 2021;28(3):202–217.
8. Балякин А.В., Олейник М.А., Злобин Е.П., Скуратов Д.Л. Обзор гибридного аддитивного производства металлических деталей. *Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение*. 2022;21(2):48–64.
9. Wang H. et al. Review on adaptive control of laser-directed energy deposition. *Optical engineering*. 2020;59(7):070901–070901.
10. Климов В.С., Карягин Д.А., Ерохин П.А. Освоение технологии производства гранул жаропрочного никелевого сплава ЭП648 и

- их применение в аддитивном производстве. *Технология легких сплавов*. 2022;3:49–55.
11. Финогеев Д.Ю., Войко А.В. Влияние процессов селективного лазерного плавления на структуру жаропрочного сплава ЭП648. *Перспективы развития технологий обработки и оборудования в машиностроении*. 2022:203–206.
 12. Евгенов А.Г., Горбовец М.А., Прагер С.М. Структура и механические свойства жаропрочных сплавов ВЖ159 и ЭП648, полученных методом селективного лазерного сплавления. *Авиационные материалы и технологии*. 2016; S1(43):8–15. <https://doi.org/10.18577/2071-9140-2016-0-S1-8-15>
 13. Xu G. et al. Microstructure and mechanical properties of directed energy deposited 316L/Ti6Al4V functionally graded materials via constant/gradient power. *Materials Science and Engineering: A*. 2022;839:142870.
 14. Коробейников Д.А., Базалеева К.О., Александрова А.А., Голубничий А.А., Шевердяев М.С., Хватов Д.М. Структурные особенности титанового сплава ВТ6, синтезированного методом прямого лазерного выращивания. В кн.: *XV Международный Семинар «Структурные Основы Модифицирования Материалов» МНТ-XV*. Обнинск. 2019:103.
 15. Zhang B. et al. Microstructure and mechanical properties of directed energy deposited U75V/15–5PH structurally graded material. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022;898:163001.
 16. Холопов А.А., Мельникова М.А., Мианджи З. Повышение качества поверхности тонкостенных деталей, изготовленных методом слс. Аддитивные технологии в цифровом производстве. *Металлы, сплавы, композиты*. 2019;1:19–20.
 17. Sadali M.F. et al. Influence of selective laser melting scanning speed parameter on the surface morphology, surface roughness, and micropores for manufactured Ti6Al4V parts. *Journal of materials research*. 2020;35(15):2025–2035.
 18. Dolgun E. et al. The influence of heat treatment on the microstructure of products manufactured by direct laser deposition using titanium alloy Ti–6Al–4V. *Materials Today: Proceedings*. 2020;30:688–693.
 19. Носова Е.А., Балякин А.В., Олейник М.А. Исследование влияния отжига на микроструктуру и твердость сплава ЭП648 после прямого лазерного выращивания: 10.25712/ASTU. 1811-1416.2023. 01.014. *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2023;20(1):115–122.
 20. Балякин А.В., Носова Е.А., Олейник М.А. Влияние термической обработки на структуру и свойства заготовок из жаропрочных никелевых сплавов, полученных по аддитивным технологиям. *Вестник Московского авиационного института*. 2023;30(3):209–219.
 21. Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Медведев П.Н., Зайцев Д.В., Рогалев А.М. Особенности формирования структурно-фазового состояния сплава ЭП648 при селективном лазерном сплавлении. *Труды ВИАМ*. 2021;8(102):3–11. <http://doi.org/10.18577/2307-6046-2021-0-8-3-11>
 22. Bozhko S.A. et al. Investigation of the Influence of Thermomechanical Treatment on the Structural-Phase State and Mechanical Properties of a VZh171 Alloy. *Russian Physics Journal*. 2020;62:2306–2313.
 23. Baskov F.A. et al. Structure and properties of ep741np heat-resistant nickel alloy produced by selective laser melting. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2021;62:302–310.
 24. Sanin V.V. et al. Structure and Properties of Heat-Resistant Alloys NiAl–Cr–Co–X (X= La, Mo, Zr, Ta, Re) and Fabrication of Powders for Additive Manufacturing. *Materials*. 2021;14(12):3144.
 25. Римша П.Б., Толоконский А.О. Разработка системы автоматического нагрева и охлаждения при проведении термической обработки дисков газотурбинных двигателей. *Вестник Национального исследовательского ядерного университета МИФИ*. 2021;10(5):448–458. <https://doi.org/10.1134/S2304487X21050084>

REFERENCES

1. Kubiak K. et al. The unidirectional crystallization of metals and alloys (turbine blades). *Handbook of Crystal Growth*. 2015:413–457.
2. Raza M.H. et al. Grain Selection and Crystal Orientation in Single-Crystal Casting: State of the Art. *Crystal Research and Technology*. 2019;54(2):1800177.
3. Bondarenko Y.A. Trends in the development of high-temperature metal materials and technologies in the production of modern aircraft gas turbine engines. *Aviation*. 2020;2021 (2022):2023.
4. Blakey-Milner B. et al. Metal additive manufacturing in aerospace: A review. *Materials & Design*. 2021;209:110008.
5. Smelov V.G., Sotov A.V., Agapovichev A.V. Research on the possibility of restoring blades while repairing gas turbine engines parts by selective laser melting. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016;140(1):012019.
6. Hosseini E., Popovich V.A. A review of mechanical properties of additively manufactured Inconel 718. *Additive Manufacturing*. 2019;30:100877.
7. Balyakin A.V. et al. The use of direct laser fusion of metal powders from heat-resistant alloys in the engine industry. *Vestnik Moskovskogo aviatsionnogo instituta*. 2021;28(3):202–217. (In Russ.).
8. Balyakin A.V., Oleinik M.A., Zlobin E.P., Skuratov D.L. Review of hybrid additive manufacturing of

- metal parts. *Vestnik Samar-skogo universiteta. Aerokosmicheskaya tekhnika, tekhnologii i mashino-stroenie*. 2022;21(2):48–64. (In Russ.).
9. Wang H. et al. Review on adaptive control of laser-directed energy deposition. *Optical engineering*. 2020;59(7):070901–070901.
 10. Klimov V.S., Karyagin D.A., Erokhin P.A. Mastering the technology of production of granules of heat-resistant nickel alloy EP648 and their application in additive manufacturing. *Tekhnologiya legkikh splavov*. 2022;3:49–55. (In Russ.).
 11. Finogeev D.Yu., Voiko A.V. The effect of selective laser melting processes on the structure of the heat-resistant alloy EP648. *Perspektivy razvitiya tekhnologii obrabotki i oborudovaniya v mashinostroenii*. 2022:203–206. (In Russ.).
 12. Evgenov A.G., Gorbovets M.A., Prager S.M. Structure and mechanical properties of high-temperature alloys VJ159 and EP648 obtained by selective laser fusion. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*. 2016;S1(43):8–15. (In Russ.). <https://doi.org/10.18577/2071-9140-2016-0-S1-8-15>
 13. Xu G. et al. Microstructure and mechanical properties of directed energy deposited 316L/Ti6Al4V functionally graded materials via constant/gradient power. *Materials Science and Engineering: A*. 2022;839:142870.
 14. Korobeinikov D.A., Bazaleeva K.O., Aleksandrova A.A., Golubni-chii A.A., Sheverdyayev M.S., Khvatov D.M. Structural features of titanium-a new VT6 alloy synthesized by direct laser cutting. In: *XV International Seminar "Structural Foundations Of Materials Modification" MNT-XV*. Obninsk. 2019:103. (In Russ.).
 15. Zhang B. et al. Microstructure and mechanical properties of directed energy deposited U75V/15–5PH structurally graded material. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022;898:163001.
 16. Kholopov A.A., Mel'nikova M.A., Miandzhi Z. Improving the surface quality of thin-walled parts made by the SLS method. *Additivnye tekhnologii v tsifrovom proizvodstve. Metally, splavy, kompozity*. 2019;1:19–20. (In Russ.).
 17. Sadali M.F. et al. Influence of selective laser melting scanning speed parameter on the surface morphology, surface roughness, and micropores for manufactured Ti6Al4V parts. *Journal of materials research*. 2020;35(15):2025–2035.
 18. Dolgun E. et al. The influence of heat treatment on the microstructure of products manufactured by direct laser deposition using titanium alloy Ti–6Al–4V. *Materials Today: Proceedings*. 2020;30:688–693.
 19. Nosova E.A., Balyakin A.V., Oleinik M.A. Investigation of the effect of annealing on the microstructure and hardness of EP648 alloy after direct grain cultivation: 10.25712/ASTU. 1811-1416.2023.
 - 01.014. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2023;20(1):115–122. (In Russ.).
 20. Balyakin A.V., Nosova E.A., Oleinik M.A. The effect of heat treatment on the structure and properties of blanks made of heat-resistant nickel alloys obtained by additive technologies. *Vestnik Moskovskogo aviatsionnogo instituta*. 2023;30(3):209–219. (In Russ.).
 21. Ospennikova O.G., Naprienko S.A., Medvedev P.N., Zaitsev D.V., Rogalev A.M. Features of the formation of the structural-phase state of the EP648 alloy during selective laser fusion. *Trudy VIAM*. 2021;8(102):3–11. (In Russ.). <http://doi.org/10.18577/2307-6046-2021-0-8-3-11>
 22. Bozhko S.A. et al. Investigation of the Influence of Thermomechanical Treatment on the Structural-Phase State and Mechanical Properties of a VZh171 Alloy. *Russian Physics Journal*. 2020;62:2306–2313.
 23. Baskov F.A. et al. Structure and properties of ep741np heat-resistant nickel alloy produced by selective laser melting. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2021;62:302–310.
 24. Sanin V.V. et al. Structure and Properties of Heat-Resistant Alloys NiAl–Cr–Co–X (X= La, Mo, Zr, Ta, Re) and Fabrication of Powders for Additive Manufacturing. *Materials*. 2021;14(12):3144.
 25. Rimsha P.B., Tolokonnikov A.O. Development of an automatic heating and cooling system during heat treatment of disks of gas turbine engines. *Vestnik Natsional'nogo issledovatel'skogo yadernogo universiteta MIFI*. 2021;10(5):448–458. (In Russ.). <https://doi.org/10.1134/S2304487X21050084>

Сведения об авторах

Андрей Владимирович Балякин, старший преподаватель кафедры технологий производства двигателей, Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева
E-mail: balaykinav@ssau.ru
ORCID: 0000-0002-1558-1034

Information about the authors

Andrei V. Balyakin, senior lecturer, Department of Engine Production Technologies, Samara National Research University named after Academician S.P. Korolev
E-mail: balaykinav@ssau.ru
ORCID: 0000-0002-1558-1034

*Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
 The authors declare that there is no conflict of interest.*

Поступила в редакцию 27.10.2023

После доработки 03.11.2023

Принята к публикации 07.11.2023

Received 27.10.2023

Revised 03.11.2023

Accepted 07.11.2023