

Научная статья  
УДК 621.791.9  
URL: <https://vestnikmai.ru/publications.php?ID=187589>  
EDN: <https://www.elibrary.ru/ITFUBI>



## Исследование влияния увеличения производительности прямого лазерного выращивания на формирование структуры и трещинообразование в сплаве Inconel 718

Николай Романович Алымов<sup>1</sup>✉, Глеб Андреевич Туричин<sup>2</sup>, Артур Маратович Вильданов<sup>3</sup>,  
Никита Юрьевич Юрченко<sup>4</sup>, Владимир Леонидович Александров<sup>5</sup>

<sup>1, 2, 3, 4, 5</sup> Санкт-Петербургский государственный морской технический университет (СПбГМТУ),  
Санкт-Петербург, Российская Федерация

<sup>1</sup> [sir.alymoff@yandex.ru](mailto:sir.alymoff@yandex.ru) ✉, orcid 0000-0003-1066-1446

<sup>2</sup> [gleb@ltc.ru](mailto:gleb@ltc.ru)

<sup>3</sup> [wildam92@mail.ru](mailto:wildam92@mail.ru), orcid 0000-0002-7319-0605

<sup>4</sup> [Yurchenko@ilwt.smtu.ru](mailto:Yurchenko@ilwt.smtu.ru), orcid 0000-0002-6078-8325

<sup>5</sup> [oimilist@yandex.ru](mailto:oimilist@yandex.ru)

**Аннотация.** Цель исследования состояла в экспериментальном анализе влияния повышения производительности прямого лазерного выращивания (ПЛВ) на микроструктуру и склонность к ликвационному трещинообразованию в никелевом жаропрочном сплаве Inconel 718, широко используемом в аэрокосмической отрасли при повышенных температурах.

Методы включали сравнение двух режимов ПЛВ: классического (валик  $\sim 2,6 \times 0,75$  мм, мощность 1,2–2,0 кВт) и высокопроизводительного (валик  $8,15 \times 2,3$  мм, мощность 10–12 кВт). Изучены морфология зерен, распределение элементов и природа дефектов с использованием металлографии и сканирующей электронной микроскопии.

Результаты показали, что увеличение размеров валика и расхода порошка снижает эффективное тепловложение в предыдущий слой, подавляя эпитаксиальный рост столбчатых зерен, способствуя формированию мелкозернистой межслойной зоны. Это уменьшает сегрегацию элементов, образование фазы Лавеса и ликвационное трещинообразование. На основе анализа теплового баланса предложена упрощенная модель распределения энергии между порошком и подложкой.

**Ключевые слова:** прямое лазерное выращивание, горячие трещины, увеличение производительности лазерной порошковой наплавки, никелевые жаропрочные сплавы, аддитивное производство в аэрокосмической отрасли

**Финансирование:** работа выполнена при финансовой поддержке проекта Российского научного фонда №25-79-30012, <https://rscf.ru/project/25-79-30012/>

**Для цитирования:** Алымов Н.Р., Туричин Г.А., Вильданов А.М., Юрченко Н.Ю., Александров В.Л. Исследование влияния увеличения производительности прямого лазерного выращивания на формирование структуры и трещинообразование в сплаве Inconel 718 // Вестник Московского авиационного института. 2026. Т. 33. № 1. С. 188-199. URL: <https://vestnikmai.ru/publications.php?ID=187589>

Original article

## The Study of the Direct Laser Deposition Productivity Increasing Effect on Forming Structure and Cracks in the Inconel 718 Alloy

Nikolay R. Alymov<sup>1✉</sup>, Gleb A. Turichin<sup>2</sup>, Artur M. Vildanov<sup>3</sup>, Nikita Yu. Yurchenko<sup>4</sup>, Vladimir L. Aleksandrov<sup>5</sup>

<sup>1, 2, 3, 4, 5</sup> Saint Petersburg State Marine Technical University (SMTU), Saint Petersburg, Russian Federation

<sup>1</sup> sir.alymoff@yandex.ru<sup>✉</sup>, orcid 0000-0003-1066-1446

<sup>2</sup> gleb@lrc.ru

<sup>3</sup> wildam92@mail.ru, orcid 0000-0002-7319-0605

<sup>4</sup> Yurchenko@ilwt.smtu.ru, orcid 0000-0002-6078-8325

<sup>5</sup> oimilist@yandex.ru

### Abstract

The presented study deals with an experimental analysis the direct laser deposition (DLD) productivity increasing effect on the microstructure and susceptibility to the liquation (hot) cracking in the heat-resistant nickel alloy Inconel 718, widely used in the aerospace industry at the elevated temperatures. The two DLD regimes were compared, namely classical (bead  $\sim 2.6 \times 0.75$  mm, power 1.2–2.0 kW) and high-productivity (bead  $8.15 \times 2.3$  mm, power 10–12 kW). The objective of the work consisted in establishing a quantitative relationship between the bead geometry, effective heat input and grain morphology, which determines susceptibility to the crack formation. Methods for studying grain morphology, element distribution and the nature of defects included metallography, scanning electron microscopy (SEM), energy-dispersive spectroscopy (EDS) and electron backscatter diffraction (EBSD). The gas-atomized powder chemical composition complied with the ASTM B637 standard, with a noted elevated silicon content (0.31 wt.%) contributing to crack growth.

The results revealed that increasing bead geometry and powder feed rate (from  $\sim 16$  to  $\sim 154$  g/min) substantially alters the thermal balance of the process. A larger fraction of laser energy is being absorbed by the powder stream for heating and melting, which reduces the effective heat input into the substrate and previous layer. This suppresses the epitaxial growth of the elongated columnar grains across the interlayer boundaries and facilitates formation of a fine-grained equiaxial zone in the boundary regions. As the result, microsegregation of Nb, Si, and Mo decreases, formation of the brittle Laves phase is being limited, and susceptibility to liquation cracking is being reduced.

Elongated columnar grains with a pronounced  $\langle 001 \rangle$  texture, creating continuous paths for segregation and crack propagation, were observed in the classical mode. A mixed structure was identified in the high-productivity mode, namely the small equiaxed grains (20–50  $\mu\text{m}$ ) in the central part of the bead and limited columnar growth closer to the periphery. Cracks were characteristic of classical samples, especially at epy elevated power (such as sample 1.3 at 1600 W), whereas high-productivity samples (such as sample 2.3 at 12 kW) demonstrated a minimal number of cracks and absence of lack of fusion in the internal beads.

The results revealed that both increasing bead geometry and powder feed rate reduce effective heat input into the previous layer, suppressing epitaxial growth of columnar grains and promoting formation of a fine-grained interlayer zone. All this decreases the element segregation, Laves phase formation, and liquation cracking. A simplified model of energy distribution between the powder and substrate was proposed based on the thermal balance analysis.

The obtained results contribute to the development of the domestic aerospace complex, enabling production optimization and components repair of aviation gas turbine engines and elements of space-rocket technology, enhancing their reliability, durability, and reducing production costs.

**Keywords:** direct laser deposition, hot cracks, productivity increasing of laser powder cladding, nickel heat-resistant alloys, additive manufacturing in the aerospace industry

**Funding:** the work was financed by the Russian Science Foundation project No. 25-79-30012 (<https://rscf.ru/project/25-79-30012/>)

**For citation:** Alymov N.R., Turichin G.A., Vildanov A.M., Yurchenko N.Yu., Aleksandrov V.L. The Study of the Direct Laser Deposition Productivity Increasing Effect on Forming Structure and Cracks in the Inconel 718 Alloy. *Aerospace MAI Journal*. 2026;33(1):188–199. (In Russ.). URL: <https://vestnikmai.ru/publications.php?ID=187589>

### List of Figures

- Fig. 1 Particles images of the powder in use: *a* – general view; *b* – open pores on the surface; *c* – pores on the powder particles cross-section
- Fig. 2. Metallographic images of the first series sections: *a* – 1.1 (1200 W); *b* – 1.2 (1400 W); *c* – 1.3 (1600 W); *d* – 1.4 (1800 W); *e* – 1.5 (2000 W). Faulty fusions are highlighted in blue and cracks in red
- Fig. 3. Metallographic images of the second series sections: *a* – 2.1 (10000 W); *b* – 2.2 (11000 W); *c* – 2.3 (12000 W). Faulty fusions are highlighted in blue and cracks in red
- Fig. 4. Maps of chemical elements distribution in the area of the sample No. 1.3 crack
- Fig. 5. Metallographic images of the polished samples deposited at optimal parameters after etching: *a* – sample No. 1.3; *b* – sample No. 2.3
- Fig. 6. The EBSD analysis results of the studied samples: *a* – sample No. 1.3 (500  $\mu\text{m}$ ); *b* – sample No. 2.3 (500  $\mu\text{m}$ ); *c* – sample No. 2.3 (100  $\mu\text{m}$ )

### List of Tables

- Table 1. Deposition parameters for the first series of technological samples
- Table 2. Deposition parameters for the second series of technological samples
- Table 3. Mass fraction of elements of the MPC batch in use, %

## Введение

Никелевый жаропрочный сплав Inconel 718, благодаря своим выдающимся прочностным характеристикам, сопротивлению ползучести и окислению, широко используется в производстве критически важных компонентов авиакосмической промышленности, работающих в условиях экстремальных механических нагрузок при повышенных температурах [1–3]. В частности, в авиационных газотурбинных двигателях и ракетно-космической технике сплав используется для изготовления лопаток турбин, корпусов камер сгорания, дисков, насосного и опорного оборудования жидкостных ракетных двигателей и других элементов, где требуется высокая жаропрочность и жаростойкость в сочетании с высокой усталостной прочностью [4–6].

Современные методы аддитивного производства, в частности прямое лазерное выращивание (ПЛВ), открывают новые возможности для производства и ремонта геометрически сложных деталей из данного сплава, обеспечивая уменьшение материальных отходов и сокращение производственного цикла [7–11]. Однако сложный химический состав сплава Inconel 718, характерные для ПЛВ высокие скорости охлаждения и значительные температурные градиенты приводят к образованию в аустенитной  $\gamma$ -матрице вторичных фаз, что, как известно, резко повышает склонность материала к горячему трещинообразованию [12–14]. В экстремальных условиях работы, при высоких температурах и давлении, наличие трещин неизбежно ускоряет износ и разрушение деталей из данного сплава, тем самым значительно сокращая срок их службы [7, 15].

Для сплава Inconel 718 при ПЛВ наиболее характерны ликвационные (горячие) трещины, формирующиеся в зоне термического влияния. Их образование напрямую связывают с выделением по границам зерен хрупкой интерметаллидной фазы Лавеса, обогащенной

Nb, Si и Mo. Эта фаза которая образуется из-за микросегрегации этих элементов в остаточной жидкой фазе на завершающей стадии затвердевания [16–18]. Продолжительный эпитаксиальный рост столбчатых зерен через множество слоев, характерный для стандартных режимов ПЛВ, формирует протяженные границы – пути для сегрегации элементов и, как следствие, источники зарождения и распространения трещин [19].

В связи с этим многие исследования направлены на поиск методов предотвращения трещинообразования. Существующие подходы можно разделить на три основные категории: 1) модификация химического состава сплава [20]; 2) применение дополнительных операций, таких как добавление межпроходной паузы или принудительного охлаждения [2, 15]; 3) оптимизация основных технологических параметров процесса ПЛВ: мощности лазера, скорости сканирования и т. д. [21, 22]. Первые два подхода зачастую сопряжены с усложнением технологического процесса, снижением производительности, ростом себестоимости или нежелательным изменением свойств основного материала. В то же время регулирование параметров процесса представляется наиболее практичным и экономически эффективным путем. Традиционно исследования фокусируются на влиянии погонной энергии и тепловложения на единицу объема на формирование пор, макро- и микроструктуру [23–25]. Однако роль геометрии наплавленного валика (ширины и высоты) как фактора, значительно влияющего на тепловой баланс процесса за счет изменения доли энергии, поглощаемой поступающим порошком, и, как следствие, на тепловой режим в зоне сплавления с предыдущим слоем, изучена недостаточно.

В статье работе исследовано влияние перехода с классического режима ПЛВ сплава Inconel 718 с валиком шириной 2,6 мм и высотой 0,75 мм на режим с увеличенной в несколько раз шириной

и высотой валика на подавление ликвационного трещинообразования. Основная гипотеза состоит в том, что значительное увеличение массового расхода порошка при большом валике приводит к интенсивному поглощению лазерной энергии на поверхности для его плавления, что снижает эффективное тепловложение вглубь материала и уменьшает глубину зоны проплавления предыдущего слоя. Это, в свою очередь, препятствует эпитаксиальному росту столбчатых зерен через межслойную границу и способствует формированию в приграничной области мелких равноосных зерен, разрывающих пути для сегрегации и образования протяженных фаз Лавеса.

Целью работы являлось установление количественной связи между геометрией валика, эффективным тепловложением и морфологией зеренной структуры при ПЛВ сплава Inconel 718, определяющей склонность к образованию ликвационных трещин. Для достижения цели были выполнены сравнительные исследования макро- и микроструктуры, ориентации зерен — дифракции обратно рассеянных зерен (EBSD) и фазового состава у трещин с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) для двух режимов ПЛВ, а также предложена упрощенная теплофизическая модель, объясняющая наблюдаемый эффект интенсификации теплопоглощения увеличенным потоком порошка.

## 1. Материалы и методы

Объектом исследования являлась металл-порошковая композиция (МПК) из никелевого жаропрочного сплава Inconel 718 с фракционным составом 34–154 мкм. Методом ПЛВ были изготовлены технологические пробы на различных режимах для последующего макро- и микроструктурного анализа.

Химический состав МПК исследовали с помощью:

- сканирующего электронного микроскопа Tescan Mira3 с системой энергодисперсион-

Таблица 1. Параметры выращивания технологических проб первой серии

Номер образца	1.1	1.2	1.3	1.4	1.5
Мощность, Вт	1200	1400	1600	1800	2000
Скорость, мм/с	25				
Диаметр пятна, мм	2,6				
Ширина валика, мм	2,6				
Смещение по ширине, мм	1,67				
Смещение по высоте, мм	0,75				
Расход порошка, г/мин	20,0/16,0/19,2				
Пауза между проходами, с	40				

ного микроанализа Aztec Live Advanced Ultim Max 65;

- анализатора серы и углерода МЕТЭК-200;
- анализатора азота и кислорода МЕТЭК-600.

Дополнительно с помощью СЭМ изучали морфологию поверхности и среза частиц.

Прямое лазерное выращивание осуществляли на установке ИЛИСТ-XL оснащенной герметичной камерой, заполненной аргоном с чистотой атмосферы < 500 ppm, иттербиевым волоконным лазером мощностью 12 кВт, промышленным роботом-манипулятором и коаксиальным соплом с шестиструйной подачей порошка.

Технологические пробы представляли собой образцы длиной 40 мм, шириной 3–5 валиков и высотой 10 валиков, между которыми варьируется мощность лазерного излучения [26]. Параметры выращивания первой и второй серии технологических проб приведены в табл. 1 и 2 соответственно. Параметры выращивания были выбраны на основе предшествующего опыта работы с никелевыми жаропрочными сплавами и результатов предварительных экспериментов [27–29].

После выращивания из технологических проб были подготовлены металлографические шлифы. Макроструктуру анализировали с помощью оптического микроскопа Leica DMi8A с ПО Axalит. Микроструктурный анализ был проведен посредством дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) и картирования распределения химических элементов (ЭДС-картирование) с помощью электронного микроскопа Tescan Mira3.

## 2. Результаты и обсуждение

### 2.1. Исследование используемой МПК

В табл. 3 представлен результат химического анализа используемого порошка.

Все элементы соответствуют требованиям стандарта ASTM B637 для сплава UNS N07718. Следует отметить относительно высокое содержание кремния (0,31 мас.%), что, согласно литератур-

Таблица 2. Параметры выращивания технологических проб второй серии

Номер образца	2.1	2.2	2.3
Мощность, Вт	10000	11000	12000
Скорость, мм/с	25		
Диаметр пятна, мм	8		
Ширина валика, мм	8,15		
Смещение по ширине, мм	5,33		
Смещение по высоте, мм	2,3		
Расход порошка, г/мин	191,9/153,5/184,2		
Пауза между проходами, с	40		

Таблица 3. Массовая доля элементов используемой партии МПК, в %

Элемент	Ni	Cr	Ti	Al	Co	C	Mn	
Стандарт ASTM B637: для UNS N07718	50,0–55,0	17,0–21,0	0,65–1,15	0,20–0,80	≤ 1,0	≤ 0,08	≤ 0,35	
Фактическое значение	51,83	18,93	0,98	0,52	0,08	0,0353	0,12	
Элемент	Nb	Mo	Fe	Si	P	S	B	Cu
Стандарт ASTM B637: для UNS N07718	4,75–5,50	2,80–3,30	ост.	≤ 0,35	≤ 0,015	≤ 0,015	≤ 0,006	≤ 0,3
Фактическое значение	5,43	3,14	18,58	0,31	0,008	0,0050	0,002	0,03

ным данным, может способствовать повышенной склонности к ликвационному трещинообразованию за счет формирования легкоплавких эвтектик [2, 15–17].

Морфология частиц порошка, исследованная с помощью СЭМ (рис. 1), характерна для порошков, полученных газовой атомизацией. Частицы, в основном, имеют сферическую форму с сателлитами, однако на их поверхности и в объеме наблюдаются поры. Наличие такой внутренней газовой пористости в исходном порошке – вероятная причина формирования изолированных газовых пор в выращенных образцах, что согласуется с дальнейшими наблюдениями.

## 2.2. Макроструктурный анализ технологических проб

На рис. 2 представлены макрошлифы образцов первой серии, выращенных при стандартной ширине валика (~2,6 мм).

Во всех образцах наблюдается газовая пористость (менее 1%), унаследованная от исходного порошка. При мощности лазера 1200–1600 Вт (образцы 1.1–1.3) по краям валиков присутствовали дефекты несплавления, количество которых уменьшалось с ростом мощности, что указывает на недостаток энергии для полного проплавления. Начиная с мощности 1600 Вт (образец 1.3), в структуре

появляются трещины, длина и количество которых возрастают при дальнейшем увеличении мощности до 2000 Вт (образцы 1.4, 1.5). Таким образом, в данном диапазоне параметров не удалось найти бездефектный режим.

Образец 1.3 (1600 Вт) был выбран для дальнейшего микроструктурного анализа как режим, демонстрирующий характерное трещинообразование при умеренном тепловложении.

Образцы второй серии, выращенные с увеличенной шириной валика (8,15 мм) и существенно более высокой мощностью лазера (10–12 кВт), показали принципиально иное качество (рис. 3).

Газовая пористость сохранилась на сопоставимом уровне (< 1%). Единичные несплавления наблюдаются только на крайних валиках, это может быть связано с избыточной подачей порошка, что подтверждается их характерным формированием выше основного слоя внутренних валиков. Критически важно, что на внутренних валиках образцов 2.1–2.3 дефектов несплавления не обнаружено. Более того, трещины были найдены лишь в виде единичных микродефектов в образце 2.2 (11000 Вт). Образец 2.3 (12000 Вт), не содержащий трещин и обладающий минимальным количеством несплавлений, был выбран для детального сравнения с образцом 1.3.

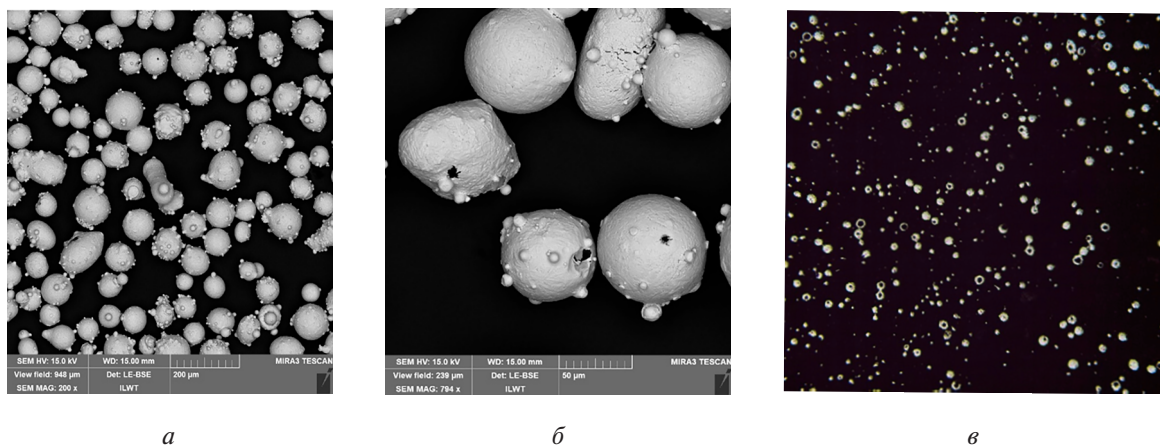


Рис. 1. Изображения частиц используемого порошка: а – общий вид; б – открытые поры на поверхности; в – поры на срезе частиц порошка

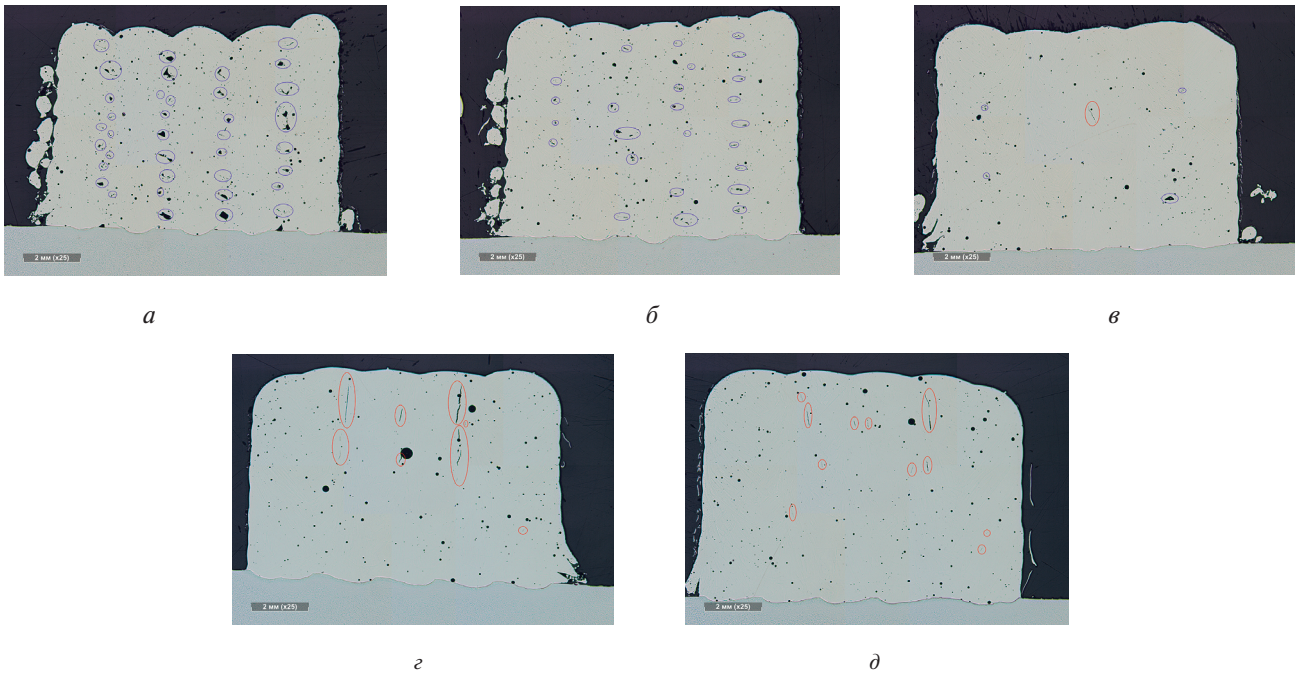


Рис. 2. Металлографические снимки шлифов первой серии: *а* – 1.1 (1200 Вт); *б* – 1.2 (1400 Вт); *в* – 1.3 (1600 Вт); *г* – 1.4 (1800 Вт); *д* – 1.5 (2000 Вт). Синим цветом выделены несплавления, красным цветом выделены трещины

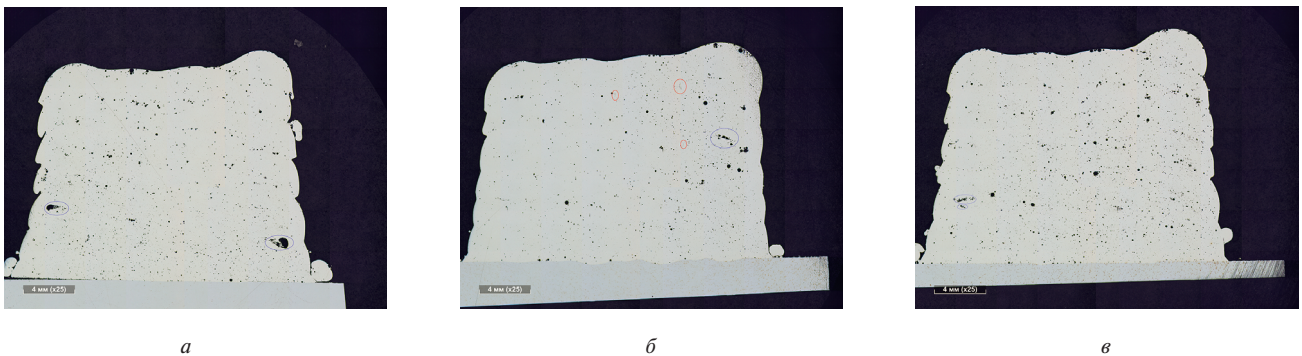


Рис. 3. Металлографические снимки шлифов второй серии: *а* – 2.1 (10000 Вт); *б* – 2.2 (11000 Вт); *в* – 2.3 (12000 Вт). Синим цветом выделены несплавления, красным цветом выделены трещины

### 2.3. Микроструктурный анализ и причины трещинообразования

Для установления механизма разрушения была проведена ЭДС-картография области вокруг трещины в образце 1.3 (рис. 4).

Результаты показали наличие в трещине остатков эвтектики, обогащенной такими элементами,

как Nb, Si, Mo, а также S, C и O. Данный состав соответствует хрупкой интерметаллидной фазе Лавеса  $((Ni, Fe, Cr)_2(Nb, Mo, Ti))$ , стабилизируемой Si и образующейся из-за микросегрегации в остаточной жидкой фазе на конечной стадии затвердевания [6]. Сера в данном случае является примесным химически активным элементом, увеличивающим

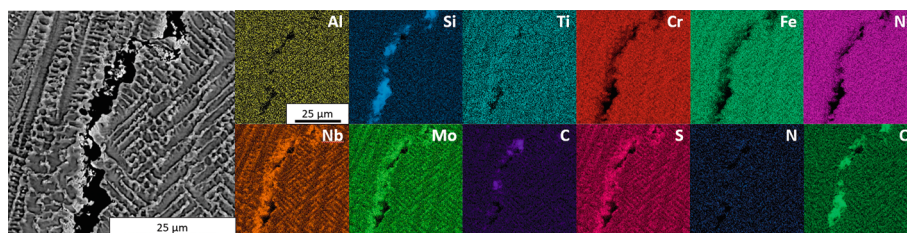


Рис. 4. Карты распределения химических элементов в области трещины образца № 1.3

смачиваемость границ зерен вышеупомянутой эвтектикой, а углерод — продуктом эвтектической ликвации карбидов ниобия (NbC) [13].

Итак, подтверждено, что трещины в образце, выращенном по стандартным параметрам, являются ликвационными и связаны с выделением фазы Лавеса и карбидов NbC по границам зерен.

#### 2.4. Анализ структуры зерен

Для выявления различий в механизмах формирования структуры были исследованы образцы 1.3 и 2.3 методами оптической микроскопии после травления и EBSD-анализа.

Снимки травленных шлифов представлены на рис. 5.



*a*



*б*

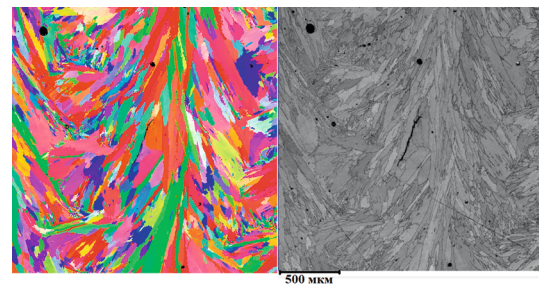
Рис. 5. Металлографические снимки шлифов образцов, выращенных при оптимальных параметрах, после травления:  
*a* — проба № 1.3; *б* — проба № 2.3

В образце 1.3 отчетливо наблюдается эпитаксиальный рост протяженных столбчатых дендритов через границы многих слоев. В образце 2.3 в центральной части валика наблюдается обширная зона мелких равноосных зерен, в то время как столбчатый рост если и присутствует, то локализован ближе к периферии.

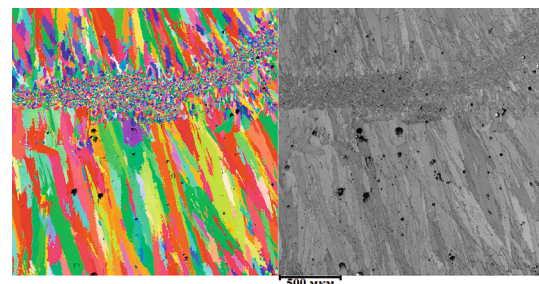
Более точный анализ, выполненный с помощью EBSD (рис. 6), подтверждает и детализирует эти наблюдения.

Анализ ОПФ-карт и карт контраста полос для образца 1.3 демонстрирует преимущественно столбчатую морфологию зерен с сильной текстурой  $\langle 001 \rangle$  вдоль направления построения (оси Z), типичной для процессов аддитивного производства с направленным теплоотводом [31–34]. Зерна имеют удлиненную форму (средняя длина 400–600 мкм, толщина 100–150 мкм), с низким углом разориентации между соседними зернами в пределах слоя, что указывает на эпитаксиальный рост от предыдущего слоя. Такая структура способствует микросегрегации по протяженным границам зерен, что, как упоминалось ранее, усиливает склонность к ликвационному растрескиванию за счет образования хрупкой фазы Лавеса и снижения пластичности.

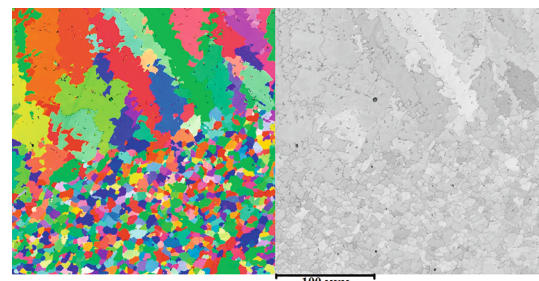
В свою очередь, для образца 2.3 EBSD-анализ выявляет переход к смешанной морфологии: в ниж-



*a*



*б*



*в*

Рис. 6. Результаты EBSD-анализа исследуемых образцов:  
*a* — проба № 1.3 (500 мкм);  
*б* — проба № 2.3 (500 мкм);  
*в* — проба № 2.3 (100 мкм)

ней части валика доминируют мелкие равноосные зерна (средний размер 20–50 мкм) со случайной кристаллографической ориентацией, в то время как выше и у периферии сохраняются локализованные столбчатые зерна.

### 2.5. Аналитическое описание наблюдаемого эффекта

Наблюдаемый эффект подавления ликвационного трещинообразования в сплаве Inconel 718 при переходе от стандартного режима ПЛВ (валик шириной 2,6 мм, высотой 0,75 мм) к режиму с увеличенной шириной валика (валик шириной 8,15 мм, высотой 2,3 мм) объясняется изменением теплового баланса процесса. Несмотря на более высокую объемную энергетическую плотность (VED) в стандартном режиме, эффективное тепловложение в предыдущий слой в режиме с широким валиком снижается за счет интенсивного поглощения лазерной энергии увеличенным потоком порошка [35]. Это приводит к уменьшению глубины проплавления предыдущего слоя, подавлению эпитаксиального роста зерен и формированию зоны мелких равноосных зерен в межслойной области, что разрывает пути для сегрегации элементов и образования фазы Лавеса.

Для количественной оценки VED рассчитывается по формуле [36]

$$VED = \frac{P}{v \cdot w \cdot h}, \quad (1)$$

где  $P$  – мощность лазера, Вт;

$v$  – скорость сканирования, мм/с;

$w$  – ширина валика, мм;

$h$  – высота валика, мм.

Для образца 1.3 (стандартный режим):

$P = 1600$  Вт,  $v = 25$  мм/с,  $w = 2,6$  мм,  $h = 0,75$  мм.

Тогда по формуле (1)

$$VED_{1,3} = \frac{1600}{25 \cdot 2,6 \cdot 0,75} \approx 32,8 \text{ Дж/мм}^3.$$

Для образца 2.3 (широкий валик):

$P = 12000$  Вт,  $v = 25$  мм/с,  $w = 8,15$  мм,  $h = 2,3$  мм.

Тогда по формуле (1)

$$VED_{2,3} = \frac{12000}{25 \cdot 8,15 \cdot 2,3} \approx 25,6 \text{ Дж/мм}^3.$$

Таким образом, VED в стандартном режиме выше на ~28%, что должно способствовать более глубокому проплавлению.

Кроме того, немаловажным фактором является распределение энергии между порошком и подложкой (предыдущим слоем). В режиме с широким валиком расход порошка (~154 г/мин) в ~9,5 раз превышает стандартный (~16 г/мин), что приводит

к значительному поглощению энергии на нагрев и плавление порошка.

Мощность на плавление порошка  $P_p$  рассчитывается как:

$$P_p = \dot{m} [c_p (T_m - T_0) + H_m], \quad (2)$$

где  $\dot{m}$  – массовый расход порошка, кг/с;

$c_p = 435$  – удельная теплоемкость, Дж/(кг · К) [37];

$T_m = 1609$  – температура плавления, К [37];

$T_0 = 298$  – начальная температура, К;

$H_m = 302$  – скрытая теплота плавления, кДж/кг (данные для Ni [23]).

Стоит отметить, что представленный расчет заведомо пренебрегает коэффициентами поглощения лазерного излучения, которые будут сильно различаться в зависимости от условий (порошок будет поглощать больше энергии, чем поверхность образцов, часть энергии будет уходить на испарение материала и прочие потери). Поэтому он не дает абсолютных значений энергии, а предназначен лишь для получения сравнительных данных двух процессов, в которых эти коэффициенты будут схожи.

Расчет мощности на плавление порошка по формуле (2) для стандартного режима:

$$\dot{m}_{1,3} = \frac{16}{1000} \approx 2,66 \cdot 10^{-4} \text{ кг/с};$$

$$P_{\tau_{1,3}} \approx 2,66 \cdot 10^{-4} (435 \cdot 1311 + 302000) \approx 232 \text{ Вт}.$$

Тогда мощность на подложку для стандартного режима ~1368 (Вт) (86% от общей мощности).

Расчет мощности на плавление порошка по формуле (2) для высокопроизводительного режима:

$$\dot{m}_{2,3} = \frac{154}{1000} \approx 25,6 \cdot 10^{-4} \text{ кг/с};$$

$$P_{\tau_{2,3}} \approx 2,56 \cdot 10^{-3} (435 \cdot 1311 + 302000) \approx 2233 \text{ Вт}.$$

Тогда мощность на подложку для высокопроизводительного режима ~9767 Вт (81% от общей мощности).

Таким образом, доля мощности на плавление порошка в режиме с широким валиком ~19%, в стандартном ~14%. Это приводит к дополнительному уменьшению глубины проплавления подложки в режиме с широким валиком.

Представленные расчеты подтверждают гипотезу: увеличение производительности процесса ПЛВ путем увеличения размеров валика снижает эффективное тепловложение в подложку, подавляя эпитаксиальный рост и трещинообразование, что

практически значимыми для оптимизации ПЛВ без дополнительных операций.

## Выводы

1. Установлено, что переход к высокопроизводительному режиму ПЛВ с увеличенными размерами валика ( $8,15 \times 2,3$  мм) и повышенным расходом порошка приводит к снижению эффективного тепловложения в подложку. Это подавляет эпитаксиальный рост протяженных столбчатых зерен через межслойные границы и способствует формированию мелкозернистой равноосной структуры в приграничной зоне.

2. Микроструктурный анализ подтвердил, что трещины в образце, выращенном по стандартным параметрам, являются ликвационными и связаны с выделением фазы Лавеса и карбидов NbC по границам зерен.

3. Наиболее эффективным оказался режим с мощностью 12 кВт и увеличенным валиком (образец 2.3), в котором полностью отсутствуют макротрещины при сохранении сплошности наплавленного материала. Предложенная упрощенная теплофизическая модель описывает перераспределение энергии между порошком и подложкой, подтверждая возможность масштабирования процесса без снижения качества.

Полученные результаты вносят вклад в развитие отечественного аэрокосмического комплекса, позволяя оптимизировать производство и ремонт компонентов авиационных газотурбинных двигателей и элементов ракетно-космической техники, повышая их надежность, долговечность и снижая производственные затраты.

## Список источников

1. Yi J., Kang J., Wang T., et al. Microstructure and mechanical behavior of bright crescent areas in Inconel 718 sample fabricated by selective laser melting // *Materials & Design*. 2021. Vol. 197: 109259. DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109259
2. Sonar T., Balasubramanian V., Malarvizhi S., et al. An overview on welding of Inconel 718 alloy – Effect of welding processes on microstructural evolution and mechanical properties of joints // *Materials Characterization*. 2021. Vol. 174. No. 5: 110997. DOI: 10.1016/j.matchar.2021.110997
3. Бабенцова Л.П., Анциферова И.В. Механические свойства сплава In718 при статическом и циклическом деформировании // *Современные наукоемкие технологии*. 2019. № 6. С. 14-19. DOI: 10.17513/snt.37542
4. Романов К.А., Грибов Д.С., Кондратьев Н.С. и др. Макрофеноменологическое моделирование с целью поиска эффективной для эксплуатации зеренной структуры диска газотурбинного двигателя // *Вестник УГАТУ*. 2025. Т. 29. № 1(107). С. 47-61. DOI: 10.54708/19926502\_2025\_29110747

5. Батиенков П.В., Бурковская Н.П., Большакова А.Н. и др. Високотемпературные композиционные материалы с металлической матрицей // *Труды ВИАМ*. 2020. Т. 89. № 6-7. С. 45-61. DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-45-61
6. Бакрадзе М.М., Аргинбаева Э.Г., Петрушин Н.В. и др. Аспекты развития литейных никелевых и интерметаллидных сплавов. Технология изготовления деталей ГТД // *Новости материаловедения. Наука и техника*. 2017. № 5-6(28). С. 3-13. EDN: YMHEO
7. Blakey-Milner B., Gradl P.R., Snedden G., et al. Metal additive manufacturing in aerospace: A review // *Materials & Design*. 2021. Vol. 209. No. 12: 110008. DOI: 10.1016/j.matdes.2021.110008
8. Балякин А.В., Скуратов Д.Л., Хаймович А.И. и др. Применение прямого лазерного сплавления металлических порошков из жаропрочных сплавов в двигателестроении // *Вестник Московского авиационного института*. 2021. Т. 28. № 3. С. 202-217. DOI: 10.34759/vst-2021-3-202-217
9. Ашимов И.Н., Течкина Д.С., Папазов В.М. Исследование элемента конструкции пилотируемого космического комплекса, изготовленного методом проволочной электродуговой технологии аддитивного формирования // *Вестник Московского авиационного института*. 2022. Т. 29. № 4. С. 67-84. DOI: 10.34759/vst-2022-4-67-84
10. Алексеев В.В., Бобров А.Н., Калугин К.С. Исследование комплексных прочностных характеристик моделей газовых турбин, изготовленных аддитивными методами // *Вестник Московского авиационного института*. 2019. Т. 26. № 2. С. 43-50.
11. Хаймович А.И., Балякин А.В., Олейник М.А. и др. Расчет компенсации коробления от действия остаточных напряжений в аддитивном производстве // *Вестник Московского авиационного института*. 2024. Т. 31. № 1. С. 215-225.
12. Tang T.T., Panwisawas C., Ghousoub J.N., et al. Alloys-by-design: Application to new superalloys for additive manufacturing // *Acta Materialia*. 2021. Vol. 202. No. 3, pp. 417-436. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.09.023.
13. Attallah M.M., Jennings R., Wang X., et al. Additive manufacturing of Ni-based superalloys: The outstanding issues // *MRS Bulletin*. 2016. Vol. 41. No. 10, pp. 758-764. DOI: 10.1557/mrs.2016.211
14. Рашковец М.В., Никулина А.А., Климова-Корсмик О.Г. и др. Исследование фазового состава никелевого сплава Inconel 718, полученного аддитивной технологией // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. 2020. Т. 22. № 3. С. 69-81. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-69-81
15. Xin S., Liu D., Liu G., et al. Research on crack regulation in laser deposition manufacturing of Inconel718 superalloy through interlayer temperature control with air knife cooling // *Materials Characterization*. 2025. Vol. 222: 114797. DOI: 10.1016/j.matchar.2025.114797

16. Zhong C., Gasser A., Kittel J., et al. Improvement of material performance of Inconel 718 formed by high deposition-rate laser metal deposition // *Materials & Design*. 2016. Vol. 98. No. 4, pp. 128-134. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.03.006
17. Manikandan S.G.K., Sivakumar D., Prasad Rao K., et al. Effect of weld cooling rate on Laves phase formation in Inconel 718 fusion zone // *Journal of Materials Processing Technology*. 2014. Vol. 214, No. 2, pp. 358-364. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2013.09.006
18. Рашковец М.В., Кислов Н.Г., Никулина А.А. и др. Влияние термической обработки на структурно-фазовое состояние и ударную вязкость никелевого сплава Inconel 718 при аддитивном производстве // *Фотоника*. 2021. Т. 15. № 7. С. 568-575. DOI: 10.22184/1993-7296.fros.2021.15.7.568.575
19. Liu Y., Shi J. Epitaxial growth and stray grain control toward single-crystal metallic materials by additive manufacturing: A review // *Advanced Engineering Materials*. 2023. Vol. 25. No. 14. DOI: 10.1002/adem.202201917
20. Zhao Y., Ma Z., Yu L., et al. New alloy design approach to inhibiting hot cracking in laser additive manufactured nickel-based superalloys // *Acta Materialia*. 2023. Vol. 247. No. 6307: 118736. DOI: 10.1016/j.actamat.2023.118736
21. Ahn D.G. Directed energy deposition (DED) process: State of the art // *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*. 2021. Vol. 8. No. 2, pp. 703-742. DOI: 10.1007/s40684-020-00302-
22. Олейник М.А., Балякин А.В., Скуратов Д.Л. и др. Влияние режимов прямого лазерного выращивания на формообразование одиночных валиков и стенок из жаропрочного сплава ХН50ВМТЮБ // *Вестник Московского авиационного института*. 2022. Т. 29. № 4. С. 243-255. DOI: 10.34759/vst-2022-4-243-255
23. Ribeiro K.S.B., Reghini A.C., Coelho R.T. An analytical model for estimating process parameters input in L-DED based on bead geometry // *Manufacturing Letters*. 2024. Vol. 41, pp. 742-752. DOI: 10.1016/j.mfglet.2024.09.092
24. Zhou X., Pei Z., Liu Z., et al. Multiscale simulation of laser-based direct energy deposition (DED-LB/M) using powder feedstock for surface repair of aluminum alloy // *Materials*. 2024. Vol. 17. No. 14: 3559. DOI: 10.3390/ma17143559
25. Хомутинин И.С., Варушкин С.В., Сташков Д.В. и др. Исследование формирования одиночных валиков из сплава Inconel 718 распределенным лазерным лучом // *Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение*. 2024. Т. 26. № 3. С. 66-73. DOI: 10.15593/2224-9877/2024.3.07
26. Вильданов А.М. Исследование особенностей формирования макродефектов объемной лазерной наплавки и разработка метода получения бездефектных наплавленных слоев: Дисс. ... канд. техн. наук. СПб: СПбГМТУ, 2022. 129 с.
27. Алымов Н.Р. Исследование причин трещинообразования при прямом лазерном выращивании жаропрочного сплава Inconel 718 // *Неделя науки СПбГМТУ 2025: Сб. докладов Всероссийского фестиваля «Наука 0+»* (24-28 ноября 2025; СПбГМТУ, Санкт-Петербург). СПб.: Изд-во СПбГМТУ, 2026. С. 356.
28. Земляков Е.В., Алымов Н.Р., Вильданов А.М. и др. Опыт применения лазерных и аддитивных технологий для изготовления элементов современных промышленных газотурбинных установок // *Фотоника*. 2022. Т. 16. № 6. С. 436-452. DOI: 10.22184/1993-7296.FRos.2022.16.6.436.452
29. Ковчик А.Ю., Вильданов А.М., Алымов Н.Р. и др. Применение методики компенсации остаточных деформаций при прямом лазерном выращивании крупногабаритных изделий // *Фотоника*. 2024. Т. 18. № 5. С. 406-418. DOI: 10.22184/1993-7296.FRos.2024.18.5.406.418
30. Thompson R.G., Genculu S. Microstructural evolution in the HAZ of Inconel 718 and correlation with the hot ductility test // *Welding Journal*. 1983. Vol. 62, pp. 337-346.
31. Гущина М.О., Климова-Корсмик О.Г., Шальнова С.А. и др. Особенности получения качественных изделий из титановых сплавов, изготовленных технологией прямого лазерного выращивания // *Фотоника*. 2019. Т. 13. № 8. С. 722-733. DOI: 10.22184/1993-7296.FRos.2019.13.8.722.733
32. Попович А.А., Суфияров В.Ш., Разумов Н.Г. и др. Аддитивные технологии в Санкт-Петербургском политехническом университете Петра Великого: опыт и перспективы использования // *Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы, сварка: Сб. докладов 11-го Международного симпозиума (10-12 апреля 2019; Минск)*. Минск: ИД «Белорусская наука», 2019. Ч. 1. С. 73-92. EDN: IJSBJR
33. Мендагалиев Р.В., Зотов О.Г., Иванов С.Ю. и др. Структура и механические свойства судостроительной стали, полученной методом прямого лазерного выращивания и горячей прокатки // *Вопросы материаловедения*. 2023. № 3(115). С. 17-26. DOI: 10.22349/1994-6716-2023-113-5-17-26
34. Дмитриева М.О., Мельников А.А., Носова Е.А. и др. Исследование формирования микроструктуры титанового сплава ВТ6 при изготовлении крыльчатки компрессора малоразмерного газотурбинного двигателя методами аддитивных технологий // *Вестник Московского авиационного института*. 2023. Т. 30. № 2. С. 196-203. DOI: 10.34759/vst-2023-2-196-203
35. Хоменко М.Д. Сопряженные процессы теплопереноса, конвекции и формирования микроструктуры при лазерной наплавке с коаксиальной подачей металлических порошков: Дисс. ... канд. физ.-мат. наук. М.: МГУ им. М.В. Ломоносова, 2019. 123 с.
36. Zhao R., Chen C., Wang W., et al. On the role of volumetric energy density in the microstructure and mechanical properties of laser powder bed fusion Ti-6Al-4V alloy // *Additive Manufacturing*. 2022. Vol. 51: 102605. DOI: 10.1016/j.addma.2022.102605
37. Romano J., Ladani L., Sadowski M. Laser additive melting and solidification of Inconel 718: Finite element simulation and experiment // *JOM: the journal of the Minerals, Metals & Materials Society*. 2016. Vol. 68. No. 3, pp. 967-977. DOI: 10.1007/s11837-015-1765-1

## References

1. Yi J, Kang J, Wang T, et al. Microstructure and mechanical behavior of bright crescent areas in Inconel 718 sample fabricated by selective laser melting. *Materials & Design*. 2021;197:109259. DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109259
2. Sonar T, Balasubramanian V, Malarvizhi S, et al. An overview on welding of Inconel 718 alloy – Effect of welding processes on microstructural evolution and mechanical properties of joints. *Materials Characterization*. 2021;174(5):110997. DOI: 10.1016/j.matchar.2021.110997
3. Babentsova LP, Antsiferova IV. The mechanical properties of the In718 alloy under static and cyclic deformation. *Modern high technologies*. 2019(6):14-19. (In Russ.). DOI: 10.17513/snt.37542
4. Romanov KA, Gribov DS, Kondrat'ev NS, et al. Macrophenomenological modeling to determine an efficient grain structure for the gas turbine engine disk. *Vestnik UGATU*. 2025;29(1):47-61. (In Russ.). DOI: 10.54708/19926502\_2025\_29110747
5. Batiykov RV, Burkovskaya NP, Bolshakova AN, et al. Development of adhesive composite material based on UMT49S-12K-EP alternative carbon filler and VSK-14-3 adhesive binder. *Proceedings of VIAM*. 2020;89(6-7):45-61. (In Russ.). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-45-61
6. Bakradze MM, Arginbaeva EG, Petrushin NV, et al. Aspects of the development of casting nickel and intermetallic alloys. Technology of manufacturing gte details. *Novosti materialovedeniya. Nauka i tehnika*. 2017(5-6):3-13. (In Russ.). EDN: YMHESO
7. Blakey-Milner B, Gradl PR, Snedden G, et al. Metal additive manufacturing in aerospace: A review. *Materials & Design*. 2021;209(12):110008. DOI: 10.1016/j.matdes.2021.110008
8. Balyakin AV, Skuratov DL, Khaimovich AI, et al. Direct laser fusion application for powders from heat resistant alloys in engine building. *Aerospace MAI Journal*. 2021;28(3):202-217. (In Russ.). DOI: 10.34759/vst-2021-3-202-217
9. Ashimov IN, Techkina DS, Papazov VM. The study of structural element of manned space complex manufactured by the wire electric arc technology of additive forming. *Aerospace MAI Journal*. 2022;29(4):67-84. (In Russ.). DOI: 10.34759/vst-2022-4-67-84
10. Alekseev VV, Bobrov AN, Kalugin KS. Study of complex strength characteristics of gas turbine models fabricated by additive methods. *Aerospace MAI Journal*. 2019;26(2):43-50. (In Russ.).
11. Khaimovich AI, Balyakin AV, Oleinik MA, et al. Computation of Warping Compensation from Residual Stresses Impact in Additive Production. *Aerospace MAI Journal*. 2024;31(1):215-225. (In Russ.).
12. Tang TT, Panwisawas C, Ghoussoub JN, et al. Alloys-by-design: Application to new superalloys for additive manufacturing. *Acta Materialia*. 2021;202(3):417-436. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.09.023.
13. Attallah MM, Jennings R, Wang X, et al. Additive manufacturing of Ni-based superalloys: The outstanding issues. *MRS Bulletin*. 2016;41(10):758-764. DOI: 10.1557/mrs.2016.211
14. Rashkovets MV, Nikulina AA, Klimova-Korsmik OG, et al. The Phase Composition of the Nickel-based Inconel 718 Alloy obtained by Additive Technology. *Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science*. 2020;22(3):69-81. (In Russ.). DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-69-81
15. Xin S, Liu D, Liu G, et al. Research on crack regulation in laser deposition manufacturing of Inconel718 superalloy through interlayer temperature control with air knife cooling. *Materials Characterization*. 2025;222:114797. DOI: 10.1016/j.matchar.2025.114797
16. Zhong C, Gasser A, Kittel J, et al. Improvement of material performance of Inconel 718 formed by high deposition-rate laser metal deposition. *Materials & Design*. 2016;98(4):128-134. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.03.006
17. Manikandan SGK, Sivakumar D, Prasad Rao K, et al. Effect of weld cooling rate on Laves phase formation in Inconel 718 fusion zone. *Journal of Materials Processing Technology*. 2014;214(2):358-364. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2013.09.006
18. Rashkovets MV, Kislov NG, Nikulina AA, et al. Effect of Heat Treatment on the Structure, Phase Composition and Impact Toughness of Inconel 718 Alloy Under Additive Manufacturing. *Photonics Russia*. 2021;15(7):568-575. (In Russ.). DOI: 10.22184/1993-7296.fros.2021.15.7.568.575
19. Liu Y, Shi J. Epitaxial growth and stray grain control toward single-crystal metallic materials by additive manufacturing: A review. *Advanced Engineering Materials*. 2023;25(14). DOI: 10.1002/adem.202201917
20. Zhao Y, Ma Z, Yu L, et al. New alloy design approach to inhibiting hot cracking in laser additive manufactured nickel-based superalloys. *Acta Materialia*. 2023;247(6307):118736. DOI: 10.1016/j.actamat.2023.118736
21. Ahn DG. Directed energy deposition (DED) process: State of the art. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*. 2021;8(2):703-742. DOI: 10.1007/s40684-020-00302-7
22. Oleinik MA, Balyakin AV, Skuratov DL, et al. The effect of direct laser beam energy deposition modes on single rollers and walls shaping from the HN50VMTUB heat resisting alloy. *Aerospace MAI Journal*. 2022;29(4):243-255. (In Russ.). DOI: 10.34759/vst-2022-4-243-255
23. Ribeiro KSB, Reghini AC, Coelho RT. An analytical model for estimating process parameters input in L-DED based on bead geometry. *Manufacturing Letters*. 2024;41:742-752. DOI: 10.1016/j.mfglet.2024.09.092
24. Zhou X, Pei Z, Liu Z, et al. Multiscale simulation of laser-based direct energy deposition (DED-LB/M) using powder feedstock for surface repair of aluminum alloy. *Materials*. 2024;17(14):3559. DOI: 10.3390/ma17143559
25. Khomutinin IS, Varushkin SV, Stashkov DV, et al. Investigation of formation of single tracks from Inconel 718 alloy by distributed laser. *Bulletin of PNRPU. Mechanical engineering, materials science*. 2024;26(3):66-73. (In Russ.). DOI: 10.15593/2224-9877/2024.3.07

26. Vildanov AM. *Investigation of the features of the formation of macrodefects of volumetric laser surfacing and the development of a method for obtaining defect-free deposited layers*. PhD thesis. St. Petersburg: SPbGMTU; 2022. 129 p. (In Russ.).
27. Alymov NR. Investigation of the causes of cracking during direct laser cultivation of the heat-resistant Inconel 718 alloy. *Materialy Vserossiiskogo festivalya "Nauka 0+" (November 24-28, 2025; SPbGMTU, Sankt-Peterburg)*. SPb.: SPbGMTU; 2026. p. 356. (In Russ.).
28. Zemlyakov EV, Alymov NR, Vildanov AM, et al. Application of Laser and Additive Technologies in the Manufacturing of Advanced Industrial Gas Turbine Units. *Photonics Russia*. 2022;16(6):436-452. (In Russ.). DOI: 10.22184/1993-7296. FRos.2022.16.6.436.452
29. Kovchik AYu, Vildanov AM, Alymov NR, et al. Application of Residual Deformation Compensation Methods in Direct Laser Deposition of Large-Sized Products. *Photonics Russia*. 2024;18(5):406-418. (In Russ.). DOI: 10.22184/1993-7296. FRos.2024.18.5.406.418
30. Thompson RG, Genculu S. Microstructural evolution in the HAZ of Inconel 718 and correlation with the hot ductility test. *Welding Journal*. 1983;62:337-346.
31. Gushchina MO, Klimova-Korsmik OG, Shalnova SA, et al. Peculiarities of Obtaining High-Quality Products of Titanium Alloys Manufactured by Direct Laser Deposition Technology. *Photonics Russia*. 2019;13(8):722-733. (In Russ.). DOI: 10.22184/1993-7296. FRos.2019.13.8.722.733
32. [36] Popovich AA, Sufiarov VSh, Razumov NG, et al. Additive technologies at peter the great st. petersburg polytechnic university: experience and prospects of application. *Materialy XI Mezhdunarodnogo simpoziuma "Poroshkovaya metallurgiya: inzheneriya poverkhnosti, novye poroshkovye kompozitsionnye materialy, svarka" (April 10-12, 2019; Minsk)*. Minsk: Belorusskaya nauka, 2019. Part 1; p. 73-92. (In Russ.). EDN: IJSBJR
33. Mendagaliev RV, Zotov OG, Ivanov SYu, et al. Structure and mechanical properties of shipbuilding steel produced by direct laser deposition and hot rolling. *Voprosy materialovedeniya*. 2023(3):17-26. (In Russ.). DOI: 10.22349/1994-6716-2023-113-5-17-26
34. Dmitrieva MO, Mel'nikov AA, Nosova EA, et al. Studying the VT16 titanium alloy microstructure forming while compressor impeller manufacturing of the small-sized gas turbine engine by additive technologies methods. *Aerospace MAI Journal*. 2023;30(2):196-203. (In Russ.). DOI: 10.34759/vst-2023-2-196-203
35. Khomenko MD. *Conjugate processes of heat transfer, convection, and microstructure formation in laser surfacing with coaxial metal powder delivery*. PhD thesis. Moscow: Moscow State University named after M.V. Lomonosov; 2019. 123 p. (In Russ.).
36. Zhao R, Chen C, Wang W, et al. On the role of volumetric energy density in the microstructure and mechanical properties of laser powder bed fusion Ti-6Al-4V alloy. *Additive Manufacturing*. 2022;51:102605. DOI: 10.1016/j.addma.2022.102605
37. Romano J, Ladani L, Sadowski M. Laser additive melting and solidification of Inconel 718: Finite element simulation and experiment. *JOM: the journal of the Minerals, Metals & Materials Society*. 2016;68(3):967-977. DOI: 10.1007/s11837-015-1765-1

Статья поступила в редакцию / Received 01.02.2026  
Одобрена после рецензирования / Revised 02.03.2026  
Принята к публикации / Accepted 02.03.2026