



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Влияние параметров процесса прямого лазерного выращивания на структуру и механические свойства новых жаропрочных никелевых сплавов на основе ЖС6К

Илья Астахов^{a, *}, София Корчмарчик^b, Маргарита Климова^c, Григорий Задыкян^d,
Рудольф Корсмик^e, Никита Степанов^f

Институт лазерных и сварочных технологий, Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, Ломанская ул., д. 3, Санкт-Петербург, 190121, Россия

^a <https://orcid.org/0009-0008-5409-9997>, Astakhov@smtu.ru; ^b <https://orcid.org/0009-0003-7716-146X>, happy23sofia@gmail.com;

^c <https://orcid.org/0000-0002-2188-0209>, M.V.klimova@ilwt.smtu.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0001-7942-2799>, gzadykian@mail.ru;

^e <https://orcid.org/0000-0003-1591-1942>, Rudak27@yandex.ru; ^f <https://orcid.org/0000-0003-2476-3953>, stepanov@corp.smtu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.245.018.44

История статьи:

Поступила: 15 июля 2026

Рецензирование: 18 июля 2026

Принята к печати: 14 августа 2026

Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:

Жаропрочные никелевые сплавы

Аддитивные технологии

Технологические параметры

Микроструктура

Механические свойства

Финансирование

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 23-19-00622-П.

АННОТАЦИЯ

Введение. Жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) являются незаменимыми материалами для горячих узлов газотурбинных двигателей (ГТД), однако традиционные методы производства деталей со сложной геометрией отличаются высокой длительностью и ресурсозатратностью. Применение аддитивных технологий (АТ), в частности прямого лазерного выращивания (ПЛВ), открывает возможность высокоточного изготовления изделий произвольной формы. Однако большинство ЖНС с высокой объемной долей γ' -фазы (Ni_3Al) склонны к образованию трещин. Перспективным направлением является разработка новых сплавов, специально адаптированных для АТ. **Цель работы.** Исследование влияния параметров ПЛВ на растрескивание, микроструктуру и механические свойства разработанных ранее на основе ЖС6К сплавов Ni68 и Ni75. **Методы исследования.** Тонкостенные образцы получали методом ПЛВ, варьируя мощность, скорость сканирования, диаметр лазерного пятна и стратегию выращивания. Склонность к растрескиванию оценивалась по удельной длине трещин. Пористость, микроструктура и фазовый состав были проанализированы с помощью оптической и сканирующей электронной микроскопии. Механические свойства были оценены по измерениям микротвердости. **Результаты и обсуждение.** Выявлена нелинейная зависимость удельной длины трещин от мощности лазера с максимумом при 700 Вт для малых диаметров пятна. Показано, что реверсивная стратегия выращивания снижает трещинообразование по сравнению с однонаправленной. Для сплава Ni75 определены оптимальные режимы (мощность 300 Вт, скорость 3 мм/с, диаметр пятна 1,0...1,5 мм) при реверсивной стратегии, позволяющие получать бездефектные образцы с пористостью менее 0,2 %. Установлено, что более низкое содержание углерода в сплаве Ni75 препятствует выделению карбидов, уменьшая вероятность образования трещин. Увеличение мощности лазера от 300 до 1500 Вт слабо изменяет поперечный размер зерен, но вызывает переход от околоравновесной морфологии к столбчатой с выраженной текстурой $<100>$; объемная доля упрочняющей γ' -фазы остается постоянной и составляет ~60 % для Ni68 и ~41 % для Ni75. Микротвердость слабо зависит от параметров выращивания: 390...410 HV для Ni75 и 430...450 HV для Ni68, что указывает на определяющий вклад характеристик γ' -фазы. Полученные результаты демонстрируют применимость разработанных сплавов для аддитивного производства тонкостенных деталей высокотемпературного назначения.

Для цитирования: Влияние параметров процесса прямого лазерного выращивания на структуру и механические свойства новых жаропрочных никелевых сплавов на основе ЖС6К / И.И. Астахов, С.О. Корчмарчик, М.В. Климова, Г.Г. Задыкян, Р.С. Корсмик, Н.Д. Степанов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 315–330. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-315-330.

Введение

Жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) являются ключевыми конструкционными материалами в современных газотурбинных двигателях (ГТД). Благодаря комплексу физико-механических свойств при повышенных температурах, данный класс материалов используется для изготовления компонентов двигателя, работающих при максимально высоких температурах [1].

*Адрес для переписки

Астахов Илья Иванович, инженер

Институт лазерных и сварочных технологий

Санкт-Петербургский государственный морской

технический университет,

Ломанская ул., д. 3,

190121, Санкт-Петербург, Россия

Тел.: +7 930 087-99-93, e-mail: Astakhov@smtu.ru

Структура жаропрочных никелевых сплавов, обеспечивающая наилучшие характеристики при повышенных температурах, представляет собой ГЦК-матрицу с высокой объемной долей (свыше 50 %) упрочняющих частиц интерметаллидной γ' -фазы типа L12 (Ni₃Al). Например, отечественный сплав ЖС6К относится к классу литейных жаропрочных сплавов и широко применяется для изготовления рабочих и сопловых лопаток ГТД благодаря оптимальному балансу жаропрочности и технологичности при литье. Однако создание деталей сложной геометрии сопряжено с длительным и ресурсозатратным технологическим циклом, включающим в себя многостадийную механическую и термическую обработку [2].

Одним из перспективных решений может служить применение технологий послойной 3D-печати, в частности прямого лазерного выращивания (ПЛВ), которое является одним из наиболее развитых методов аддитивного производства (АП), поскольку позволяет создавать изделия любой геометрической формы и размеров, обеспечивая высокую производительность и точность изготовления, а также может применяться для локального ремонта вышедших из строя деталей [3–5]. Основной проблемой, препятствующей массовому внедрению аддитивного производства изделий из ЖНС, является плохая свариваемость большинства никелевых сплавов с высоким содержанием упрочняющей γ' -фазы. Из-за схожести термических процессов в АП и сварки большинство жаропрочных сплавов подвержены образованию таких дефектов, как горячие и холодные трещины, несплавления и поры.

Для подавления образования трещин в первую очередь прибегают к оптимизации параметров выращивания, однако это не всегда обеспечивает существенные результаты по отношению к традиционным сплавам с высокой долей γ' -фазы [6, 7]. Другой подход связан с созданием новых составов сплавов, специально адаптированных под АП [8]. Для предотвращения горячего растрескивания в новых сплавах необходимо добиться сочетания узкого интервала кристаллизации с минимальной долей жидкой фазы на последних этапах затвердевания [9]. Кроме того, принципиально важно сохранить высокую объемную долю γ' -фазы. Важно также снизить температуру сольвуса вторичных фаз, включая

карбиды, бориды и топологически плотноупакованные (ТПУ) фазы.

Так, в предыдущей работе [10] с помощью высокопроизводительного метода CALPHAD на базе сплава ЖС6К были разработаны две перспективные композиции сплавов, адаптированные для аддитивного производства с учетом вышеизложенных требований. Однако исследование [10] было сосредоточено на изготовлении массивных образцов, и полученные результаты имеют ограниченную применимость к тонкостенным изделиям. Для практических задач, таких как производство тонкостенных элементов конструкций (например, лопатки ГТД с охлаждаемыми каналами [11]) или локальное восстановление деталей из ЖНС, необходимо глубокое понимание склонности материалов к трещинообразованию при минимальной толщине стенки. Известно, что тонкостенные структуры проявляют высокую чувствительность к колебаниям термических условий в процессе аддитивного производства, что может приводить к значительной неоднородности микроструктуры и свойств [12].

Целью настоящей работы являлось исследование влияния параметров ПЛВ на поведение растрескивания, структуру и механические свойства тонкостенных образцов новых сплавов, разработанных на основе ЖС6К. Для достижения указанной цели в процессе исследования решались следующие **задачи**:

- определение оптимальных параметров ПЛВ (мощность лазерного излучения, скорость сканирования, диаметр лазерного пятна, стратегия построения), обеспечивающих формирование бездефектной структуры в тонкостенных образцах;

- исследование влияния мощности лазерного излучения на морфологию, размер и кристаллографическую текстуру зерен, а также на фазовый состав, включая морфологию и объемную долю упрочняющей γ' -фазы и частиц вторых фаз.

- оценка механических свойств сплавов в зависимости от технологических параметров ПЛВ и сопоставление полученных значений с характеристиками объемных образцов.

Методика, материалы и оборудование

В предыдущей работе [10] с помощью высокопроизводительного метода CALPHAD были предложены две перспективные композиции

новых никелевых сплавов. Сплавам были присвоены обозначения Ni68 и Ni75, где цифры обозначают расчетное содержание никеля в 68 и 75 вес. % соответственно.

Выбранные композиции сплавов были изготовлены в виде металлических порошков методом газовой атомизации на АО «Полема» (Тула, Россия). Входной контроль порошков новых сплавов установил преимущественно сферическую морфологию частиц с небольшим количеством частиц неправильной формы и наличием поверхностных сателлитов (рис. 1). Распределение порошков по размерам находилось в диапазоне от 40 до 150 мкм. Средний размер частиц составил 83 и 95 мкм для Ni68 и Ni75 соответственно.

Химический состав сплавов был проанализирован с помощью энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС). Фактический состав порошков представлен в табл. 1. Содержа-

ние азота и кислорода определяли методом инертного газового плавления на анализаторе Meteck-600, концентрация газов не превышала 0,004 и 0,009 % соответственно. Массовая доля углерода, измеренная с помощью анализатора Meteck-200, составила 0,100 и 0,085 % для сплавов Ni68 и Ni75 соответственно.

Для прямого лазерного выращивания тонкостенных образцов использовали установку ИЛИСТ-М (СПбГМТУ, Россия), оснащенную иттербиевым волоконным лазером IPG YLR-1500-U с диаметром 100 мкм (рис. 2). Лазерный луч фокусировался на поверхность подложки с помощью технологической головки IPG FLW D30 (IPG Photonics, США), формируя высококонцентрированный источник энергии. Металлический порошок подавался в ванну расплава через порошковый питатель с объемом бункера 5 л. В процессе выращивания порошок плавился в зоне воздействия лазерного луча и кристал-

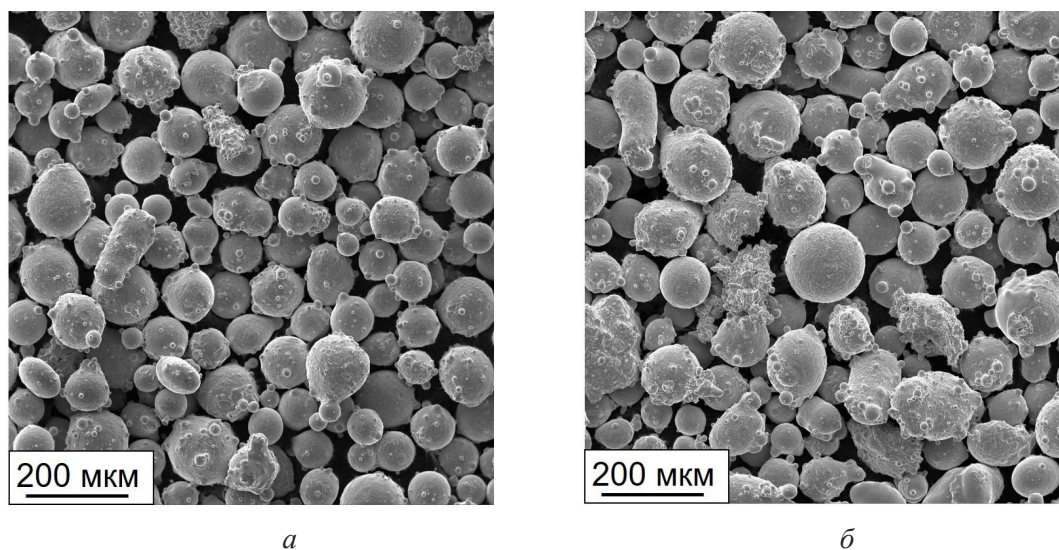


Рис. 1. СЭМ-изображения частиц порошка сплавов (а) Ni68 и (б) Ni75

Fig. 1. SEM images of powder particles of (a) Ni68 and (b) Ni75 alloys

Таблица 1

Table 1

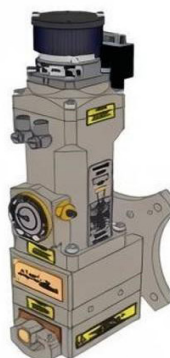
Фактический элементный состав порошков, вес. %

Actual elemental composition of powders, wt. %

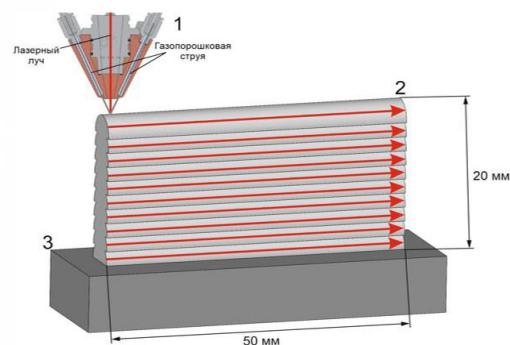
Сплав / Alloy	Ni	Al	Cr	Ti	Mo	W	Mn	Fe	S	N ₂	O ₂	C
Ni68	68,89 / 68.89	6,84 / 6.84	8,50 / 8.50	1,22 / 1.22	3,71 / 3.71	5,52 / 5.52	0,21 / 0.21	1,24 / 1.24	< 0,001 / < 0.001	0,013 / 0.013	0,009 / 0.009	0,100 / 0.100
Ni75	73,3 / 73.3	4,09 / 4.09	8,65 / 8.65	2,0 / 2.0	2,83 / 2.83	4,93 / 4.93	0,15 / 0.15	0,71 / 0.71	< 0,001 / < 0.001	0,004 / 0.004	0,006 / 0.006	0,085 / 0.085



а



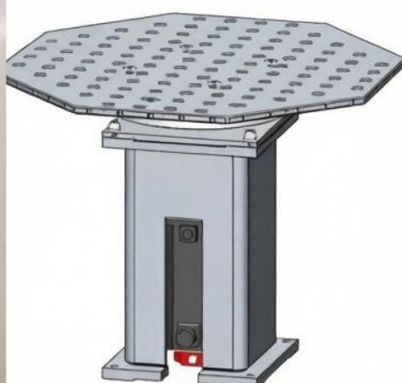
б



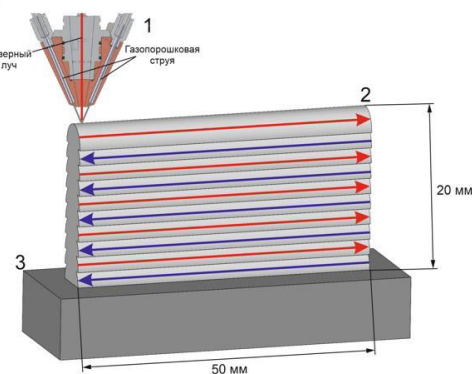
в



г



д



е

Рис. 2. Технологическая установка ИЛИСТ-М (а), технологическая головка IPG (б), порошковый питатель (г), одноосевой позиционер (д), односторонняя (в) и реверсивная (е) стратегия выращивания

Fig. 2. ILIST-M process unit (a); IPG processing head (б); powder feeder (г); single-axis positioner (д); unidirectional (в) and bidirectional (е) deposition strategies

лизовался в виде единичного валика; послойное наложение валиков по заданной траектории обеспечивало формирование объемного образца. Перемещение технологического инструмента выполнял сварочный робот М-10iD/12 (Fanuc, Ошино, Япония). Охлаждение оптической системы в ходе наплавки осуществлялось с помощью чиллера SMC HRSN090-A-40.

Для определения технологических параметров процесса ПЛВ, обеспечивающих формирование бездефектных тонкостенных образцов с размерами 50×20×2 мм, была проведена серия экспериментов с варьированием режимов и стратегий сканирования. Исследовались две стратегии формирования стенок – односторонняя и реверсивная. При односторонней стратегии лазер перемещался в одном направлении, а его возврат в исходную позицию осуществлялся в холостом режиме, что увеличивало паузы между проходами. При реверсивной стратегии лазер попеременно двигался в обоих направле-

ниях, что минимизировало паузы между проходами и обеспечивало эффект повторного нагрева и (или) частичного переплава ранее нанесенного металла встречным проходом.

В рамках эксперимента варьировались следующие технологические параметры: мощность лазерного излучения P (300, 700, 1100 и 1500 Вт), скорость перемещения лазера V (3, 10, 17 и 25 мм/с), диаметр лазерного пятна D (1,0; 1,5; 2,0 и 2,5 мм) и массовый расход порошка G (от 1,8 до 20 г/мин). При комбинировании перечисленных факторов для каждого из разработанных сплавов было реализовано 24 различных режима выращивания (табл. 2).

Первичный контроль качества полученных стенок осуществлялся на основе анализа цифровых изображений поверхности образцов для выявления поверхностных трещин. Количественная оценка склонности к трещинообразованию проводилась с помощью программного обеспечения Digimizer v.6 (MedCalc Software, Бельгия).

Режимы выращивания тонких стенок сплавов Ni68 и Ni75

Deposition modes for thin walls of Ni68 and Ni75 alloys

№ режима / Mode No.		Мощность лазера P , Вт / Laser power P (W)	Скорость сканирования V , мм/с / Scanning speed V (mm/s)	Диаметр лазерного пятна D , мм / Laser spot diameter D (mm)	Скорость подачи порошка G , г / мин / Powder feed rate G (g/min)
Однонаправленная / Unidirectional	Реверсивная / Bidirectional				
1	13	300	3	1,0	2,2
2	14	700	10	1,0	4,5
3	15	300	3	1,5	1,9
4	16	700	10	1,5	5
5	17	1100	17	1,5	10,5
6	18	1500	25	1,5	19,5
7	19	700	10	2,0	7
8	20	1100	17	2,0	12
9	21	1500	25	2,0	20
10	22	700	10	2,5	6,5
11	23	1100	17	2,5	11
12	24	1500	25	2,5	20

Для каждого изображения выполнялась идентификация всех видимых трещин, измерение их длины и подсчет общего количества. На основе полученных данных рассчитывался параметр удельной длины трещин, определяемый как отношение суммарной длины всех зафиксированных трещин к общей площади анализируемой поверхности образца ($P = L_{sum}/S$, где L_{sum} – общая длина трещин, а S – площадь сечения).

Пробоподготовка поверхности образцов для дальнейших исследований структуры выполнялась с использованием коллоидной суспензии SiO_2 на установке Model 200 Dimpling Grinder (Thermo Fisher Scientific Inc., США). Исследование макроструктуры и пористости проводили на оптическом микроскопе Leica DMI8 (Leica Microsystems, Вецлар, Германия). Величину пористости определяли по пяти оптическим изображениям поверхности как отношение суммарной площади пор к общей площади. Для анализа микроструктуры был задействован сканирующий электронный микроскоп (СЭМ), оснащенный детектором дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ) с программным обеспечением AZtecCrystal 2.2 (Oxford Instruments NanoAnalysis, Абингдон, Великобри-

тания), а также детектором для энергодисперсионного анализа (ЭДС) (Ultim Max 65).

С целью установления зависимости механических свойств от режимов выращивания были проведены испытания на микротвердость. Твердость по Виккерсу определялась на приборе Future-Tech FM-310 (Future-Tech Corp., Кавасаки, Япония) с приложенной нагрузкой 300 г, было выполнено не менее 20 измерений для каждого состояния.

Результаты и их обсуждение

По результату первичного визуально-измерительного контроля полученных образцов было установлено существенное влияние параметров и стратегии выращивания на трещинообразование (рис. 3). При использовании однонаправленной стратегии в сплавах образуется большое количество поверхностных трещин, ориентированных преимущественно вдоль направления выращивания. Переход к реверсивной стратегии выращивания обеспечил кардинальное повышение качества поверхности: в сплавах наблюдалось значительное снижение количества трещин. Выраженный положительный эффект реверсивной стратегии может быть обусловлен

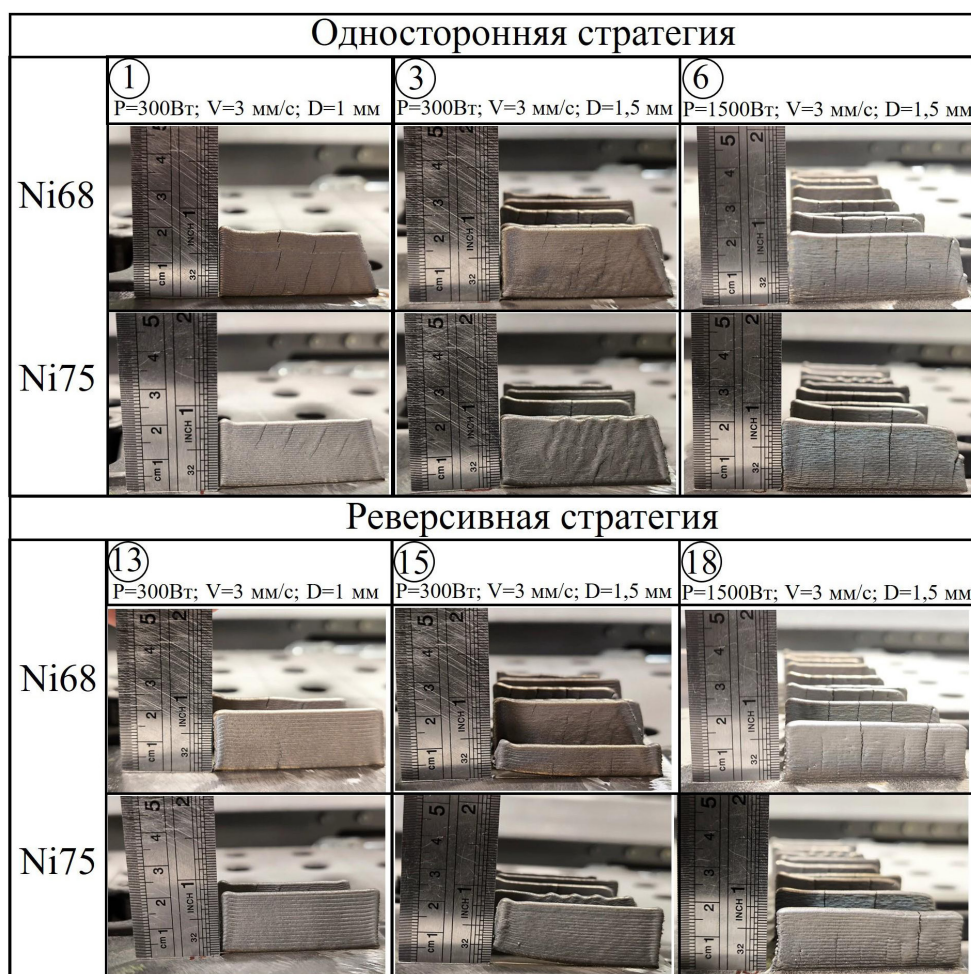


Рис. 3. Внешний вид тонких стенок, выращенных методом ПЛВ при разных режимах

Fig. 3. Appearance of thin walls deposited under different processing conditions

более равномерным температурным полем в зоне построения, снижением градиентов термических напряжений за счет повторного нагрева и частичного переплава ранее нанесенного слоя при обратном ходе лазера [13].

Для количественной оценки трещинообразования в зависимости от технологических параметров было проведено измерение удельной длины видимых трещин. На рис. 4 представлены зависимости удельной длины трещин от мощности лазерного излучения для различных стратегий сканирования. Был выявлен нелинейный характер зависимости для обоих сплавов независимо от выбранной стратегии и размера пятна. На низкоэнергетических режимах с мощностью 300 Вт наблюдаются наиболее низкие значения удельной длины трещин. При увеличении мощности удельная длина возрастает, достигает пикового значения, после чего наблюдается ее

снижение. Показано, что при использовании лазерного пятна диаметром 1,0 и 1,5 мм пиковая величина для обоих сплавов фиксируется при мощности 700 Вт. Увеличение диаметра пятна до 2,0 и 2,5 мм приводит к смещению этого пика в область более высоких значений мощности – 1100 Вт.

Стоит отметить также более низкую склонность сплава Ni75 к растрескиванию: максимальное значение удельной длины трещин не превышает $1,2 \text{ см}^{-1}$ тогда как для сплава Ni68 этот показатель достигает $4,5 \text{ см}^{-1}$ (рис. 4). Кроме того, установлено, что два режима (режимы № 13 и 15) при реверсивной стратегии с мощностью 300 Вт и размерами пучка 1,0 и 1,5 мм обеспечивают получение стенок сплава Ni75 без поверхностных трещин.

Анализ макроструктуры сплавов с помощью оптической микроскопии показал, что в зависи-

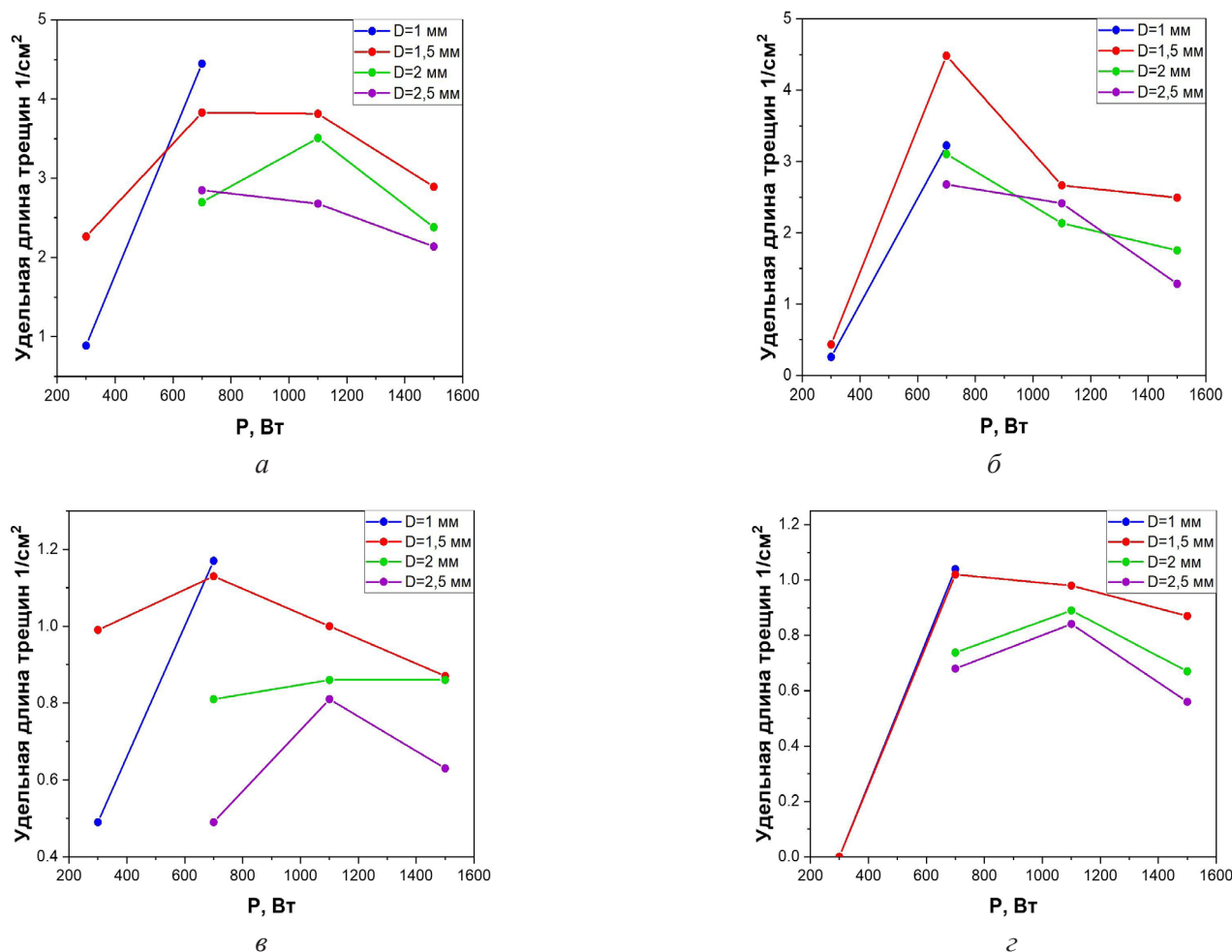


Рис. 4. Зависимости удельной длины трещин от мощности лазерного излучения в сплавах Ni68 (а, б) и Ni75 (в, г) при однонаправленной (а, в) и реверсивной (б, г) стратегиях выращивания

Fig. 4. Dependence of the specific crack length on laser power for (а, б) Ni68 and (в, г) Ni75 alloys under (а, в) unidirectional and (б, г) bidirectional deposition strategies

мости от выбранного режима в материале могут формироваться различные дефекты: горячие трещины, несплавления, нерасплавившиеся частицы порошка, пористость. Для дальнейшего исследования были отобраны образцы сплавов, изготовленные с использованием реверсивной стратегии: низкоэнергетический режим № 15 (мощность 300 Вт), обеспечивающий получение состояния с минимальной долей трещин (в случае Ni68) и полностью бездефектного (в случае Ni75) образца. Кроме того, для сравнительного анализа также был выбран высокоэнергетический режим № 18 (мощность 1500 Вт) для обоих сплавов. Показано (рис. 5), что при выращивании с помощью режима № 18 для обоих сплавов характерно обширное растрескивание с многочисленными вертикальными трещинами. В свою очередь, применение режима № 15 в сплаве Ni68

позволило снизить количество и размер трещин, которые преимущественно были локализованы на границе раздела «образец/подложка», тогда как для сплава Ni75 – получить бездефектную структуру с высокой относительной плотностью и объемной долей пор, не превышающей 0,2 %.

Микроструктура стенок, сформированных при разных параметрах ПЛВ, была исследована с помощью СЭМ. На рис. 6 представлены результаты ДОРЭ-анализа зеренной структуры сплавов Ni68 (рис. 6, а, б) и Ni75 (рис. 6, в, г), полученных с мощностью 300 и 1500 Вт. Структура сплавов представлена ГЦК-матрицей с вытянутыми зернами, ориентированными вдоль направления выращивания с текстурой, близкой к $\langle 100 \rangle$. В сплавах, выращенных при 300 Вт, наряду со столбчатыми зернами отмечено присутствие близких к равноосным зернам, причем

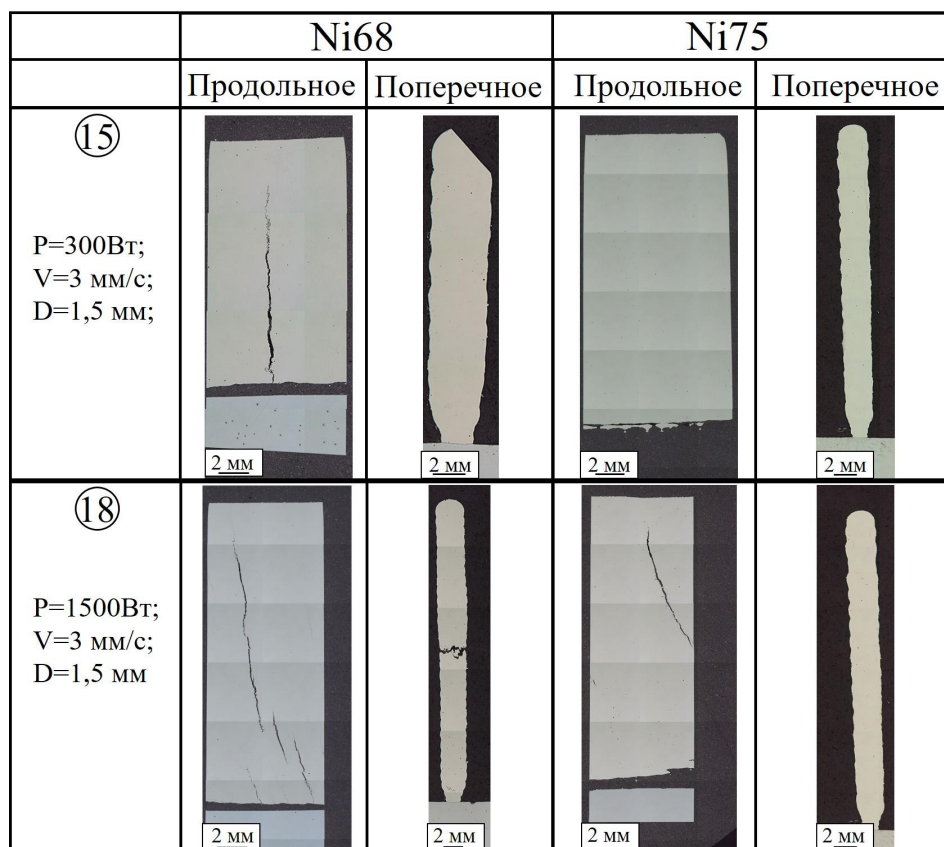


Рис. 5. Макроструктура сплавов Ni68 и Ni75

Fig. 5. Macrostructure of Ni68 and Ni75 alloys

доля таких зерен в сплаве Ni68 была выше. Повышение мощности процесса до 1500 Вт приводит к формированию исключительно столбчатой структуры. Трансформация микроструктуры из равноосной в столбчатую объясняется увеличением температурного градиента (G) на фронте кристаллизации при повышении мощности процесса. Как показано в исследованиях по никелевым сплавам в АТ [12], изменение соотношения температурного градиента к скорости кристаллизации (G/R) является ключевым фактором, смещающим условия затвердевания в сторону, благоприятствующую направленному росту уже существующих зерен и подавляющую зарождение новых равноосных зерен. Тем не менее стоит отметить, что увеличение мощности практически не влияет на поперечный размер зерен, который в сплавах Ni68 и Ni75 составлял 120 и 100 мкм при 300 Вт и незначительно увеличивался до 140 и 130 мкм при 1500 Вт соответственно.

Исследование микроструктуры с помощью СЭМ в продольном сечении (рис. 7) демонстрирует формирование дендритной структуры, ори-

ентированной в двух направлениях, которая повторяет изменяющуюся траекторию движения лазерного луча в обоих сплавах. В сплаве Ni68 обогащение междендритных пространств Ti, Mo и W обусловлено внутрикристаллитной ликвацией на поздних стадиях затвердевания, когда обогащенный указанными легирующими элементами расплав кристаллизуется последним [10, 11]. С помощью ЭДС-картирования установлено наличие двух типов частиц, различающихся по химическому составу; их общая объемная доля составила 1,4 %. Крупные частицы с размерами около 1 мкм, обогащенные Mo и W, вероятно, являются карбидами типа Me_6C и расположены преимущественно в междендритных областях. Обогащенные Ti карбиды, вероятно, типа MeC , имеют более равномерное распределение в структуре и существенно меньший размер (менее 0,5 мкм). Дополнительно были обнаружены ориентированные вдоль границ зерен и дендритов трещины, вероятно, ликвационного происхождения, поскольку их развитие было характерно для областей с повышенной долей вторых фаз.

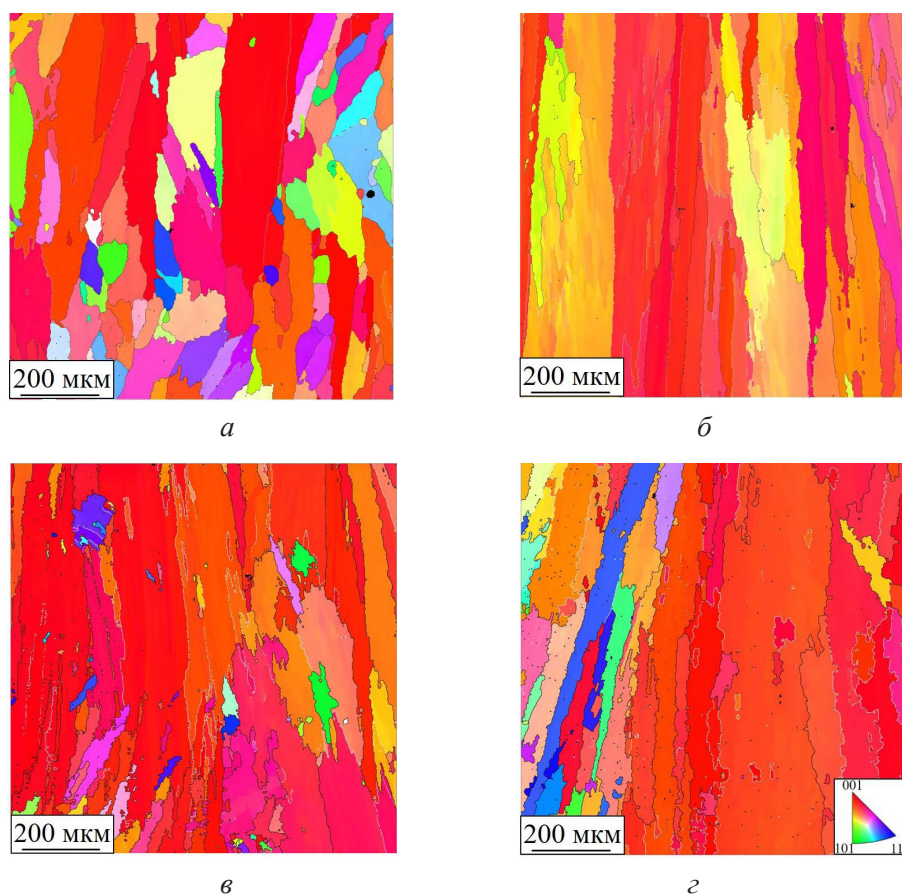


Рис. 6. ДОРЭ-изображения сплавов Ni68 (а, б) и Ni75 (в, г) в поперечном сечении, выращенных с использованием мощности лазера 300 Вт (а, в) и 1500 Вт (б, г) при реверсивной стратегии

Fig. 6. EBSD images of (a, б) Ni68 and (в, г) Ni75 alloys in transverse cross-section, deposited at laser powers of (а, в) 300 W and (б, г) 1,500 W under a bidirectional strategy

В сплаве Ni75 наблюдается схожая структура с двойной ориентацией дендритов, однако отдельного внимания заслуживает фазовый состав. В микроструктуре сплава практически отсутствовали выделения вторых фаз: отдельные богатые Ti карбиды типа MeC были обнаружены в междендритных областях. Это напрямую связано с существенно более низким содержанием углерода в исходном порошке сплава Ni75, поскольку при снижении концентрации углерода ниже критического уровня выделение карбидной фазы становится термодинамически и кинетически затрудненным [1]. Стоит отметить, что фазовый состав сплавов не зависел от мощности процесса.

С помощью электронных изображений большого увеличения, полученных с использованием детектора обратно рассеянных электронов, были оценены морфология, объемная доля и средний

размер упрочняющей γ' -фазы. В сплаве Ni68 (рис. 8, а) наблюдается типичная для ЖНС кубическая морфология частиц γ' -фазы со средним размером 60 нм и объемной долей 60 %, что характерно для сплава – прототипа ЖС6К. В сплаве Ni75 (рис. 8, б) объемная доля частиц была существенно ниже – 41 %, а интерметаллиды имели сферическую морфологию с бимодальным распределением частиц по размерам: более крупные частицы (50 нм) в междендритном пространстве, и частицы, имеющие меньший размер (< 30 нм), в центре дендритов. Подобное бимодальное распределение ранее отмечалось в других никелевых сплавах, полученных АТ [14–16]. Стоит также отметить, что повышение мощности процесса существенно не повлияло на размеры и объемную долю упрочняющей фазы.

На рис. 9 представлены результаты измерения микротвердости тонких стенок сплавов

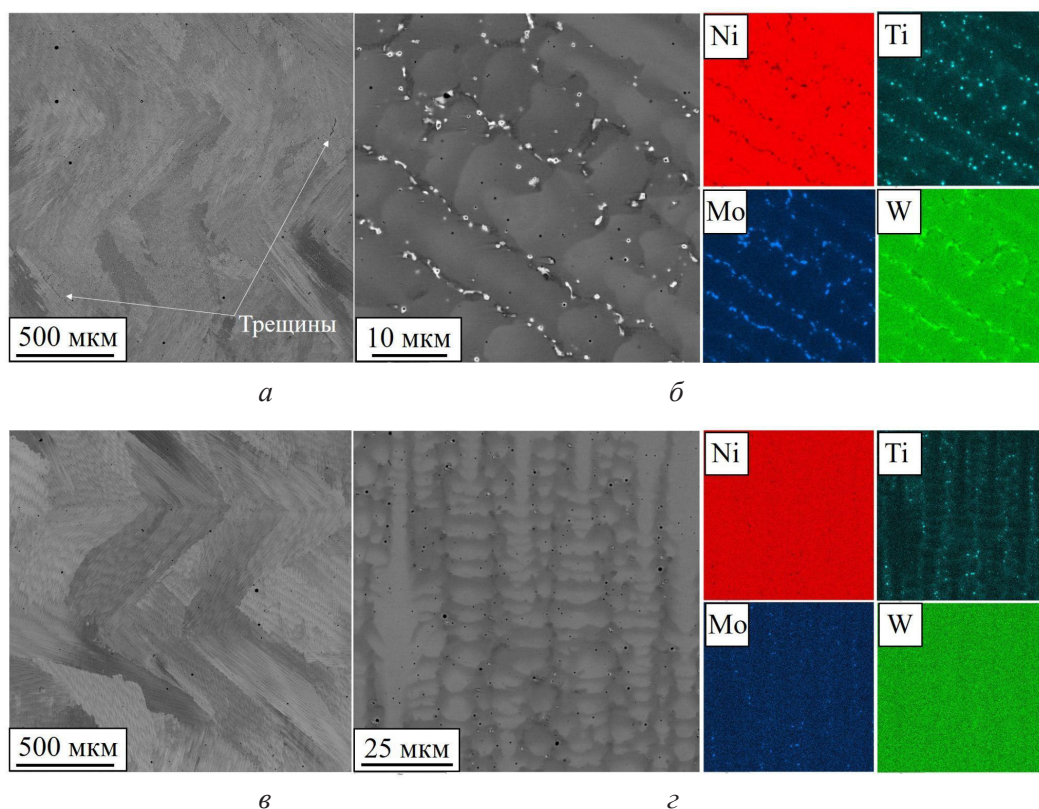


Рис. 7. Микроструктура (а, в) и ЭДС-картирование (б, г) сплавов Ni68 (а, б) и Ni75 (в, г) в продольном сечении, выращенных с использованием мощности лазера 300 Вт при реверсивной стратегии

Fig. 7. Microstructure (a, в) and EDS mapping (б, г) of (a, б) Ni68 and (в, г) Ni75 alloys in longitudinal section, deposited at a laser power of 300 W under a bidirectional strategy

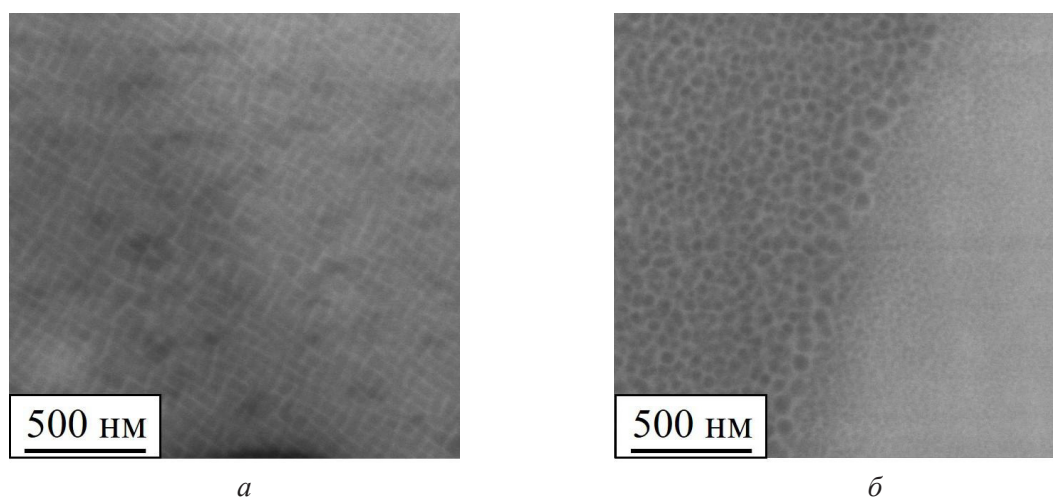


Рис. 8. СЭМ-изображения морфологии γ' -фазы в сплавах Ni68 (а) и Ni75 (б), выращенных с использованием мощности лазера 300 Вт при реверсивной стратегии

Fig. 8. SEM images of γ' -phase morphology in (a) Ni68 and (б) Ni75 alloys, deposited at a laser power of 300 W under a bidirectional strategy

в зависимости от мощности лазера. Анализ механических характеристик сплавов не выявил значительных изменений свойств при использовании различной мощности. Установлено, что

сплав Ni75 демонстрирует средние значения микротвердости в интервале 390...410 HV, что ниже чем для сплава Ni68 (430...450 HV). Более низкая микротвердость Ni75 была связана

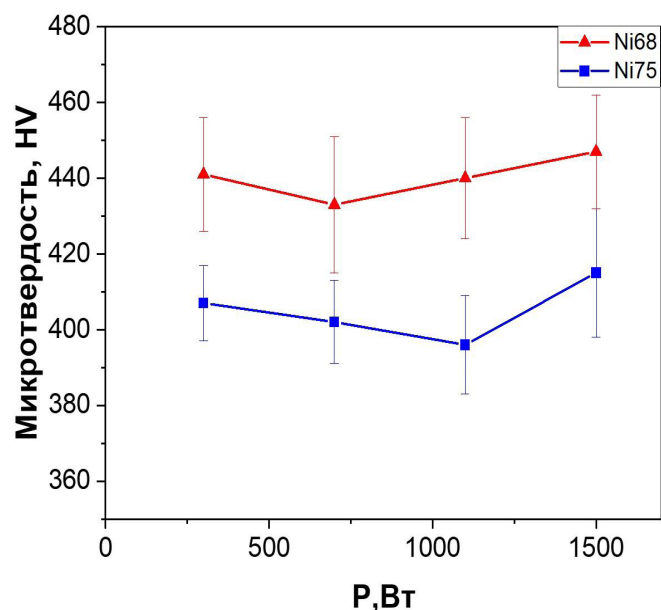


Рис. 9. Зависимость микротвердости сплавов от мощности лазерного излучения

Fig. 9. Dependence of microhardness on laser power for the alloys

с меньшей объемной долей упрочняющей γ' -фазы по сравнению с Ni68. Прочностные свойства никелевых сплавов в большей степени определяются параметрами (объемной долей и размером) упрочняющей фазы, а не различием в зеренной структуре [17], поэтому полученные близкие значения микротвердости при варьировании мощности лазера являются вполне ожидаемыми.

Сравнение с результатами микротвердости объемных заготовок работы [10] показали,

что тонкие стенки демонстрируют сравнимые (в случае Ni68) или превосходящие (в Ni75) значения микротвердости и, как следствие, будут демонстрировать высокие прочностные характеристики. Более того, механические свойства аддитивно изготовленных новых сплавов (табл. 3) могут превосходить традиционный литой термообработанный сплав ЖС6К [18, 19].

Результаты настоящего исследования свидетельствуют о преимуществе реверсивной стратегии выращивания перед однонаправленной при производстве тонкостенных деталей. В сравнении с ЖС6К новые сплавы обладают лучшей технологичностью в условиях аддитивного производства, однако полностью бездефектная структура может быть получена только в сплаве Ni75. В качестве мер по уменьшению склонности сплава Ni68 к образованию трещин в дальнейшем целесообразно использовать предварительный нагрев подложки, позволяющий уменьшить термические градиенты в процессе выращивания [20, 21], и последующую термическую обработку, направленную на снятие внутренних напряжений и изменение фазового состава [22].

Выводы

Новые сплавы, разработанные на основе ЖС6К, были изготовлены в виде тонкостенных образцов методом прямого лазерного выращива-

Таблица 3

Table 3

Механические свойства сплавов при 25 °С
Mechanical properties of alloys at 25 °С

Сплав / Alloy	Состояние / Condition	Микротвердость, HV / Microhardness (HV)	Предел текучести, МПа / Yield strength (MPa)	Предел прочности, МПа / Ultimate strength (MPa)
Ni68	Тонкостенные образцы / Thin walls samples	447 ± 15	—	—
Ni75		415 ± 17	—	—
Ni68	Объемные образцы / Bulk samples [10]	440 ± 6	900 ± 4	1271 ± 37
Ni75		375 ± 4	789 ± 25	1222 ± 40
ЖС6К / ZhS6K	Литое состояние / As-cast condition [18]	—	895	1000
ЖС6К / ZhS6K	Термообработанное / Heat-treated [19]	—	800	878

ния. По результатам исследования сделаны следующие выводы.

1. Переход от односторонней к реверсивной стратегии выращивания снизил склонность к образованию трещин в тонкостенных образцах. Сплав Ni75 продемонстрировал более высокую технологичность в условиях АП по сравнению со сплавом Ni68. Использование режимов с мощностью 300 Вт позволило получить в сплаве Ni75 бездефектную структуру с пористостью менее 0,2 %.

2. Микроструктура сплавов представляет собой ГЦК-матрицу с вытянутыми вдоль направления выращивания зернами с кристаллографической ориентировкой, близкой к $\langle 100 \rangle$. Повышение мощности процесса с 300 Вт до 1500 Вт приводит к формированию полностью столбчатой структуры и не оказывает влияния на фазовый состав сплавов.

3. Сплав Ni68 характеризуется высокой объемной долей кубической γ' -фазы (60 %) и наличием карбидов типа MeC и Me₆C, преимущественно в междендритных участках. В сплаве Ni75 доля сферической γ' -фазы составляет 41 %, а пониженное содержание углерода ограничивает выделение вторых фаз, что снижает риск ликвационного растрескивания по границам зерен.

4. Сплав Ni68 демонстрирует более высокие (430...450 HV) значения микротвердости, чем сплав Ni75 (390...410 HV), что коррелирует с различием в объемных долях γ' -фазы. Прочностные характеристики тонких стенок сопоставимы со значениями для аддитивно-полученных объемных образцов из этих сплавов, и превосходят показатели литого термообработанного сплава ЖС6К.

Список литературы

1. Reed R.C. The superalloys: fundamentals and applications. – Cambridge: Cambridge University Press, 2008. – 388 p. – ISBN 978-1-139-45863-4.

2. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия / под ред. Е.Н. Каблова. – 2-е изд. – М.: Наука, 2006. – 632 с. – ISBN 5-02-034270-X.

3. Development of a laser cladding technology for repairing first-stage high-pressure turbine blades in gas turbine engines / S. Tukov, R. Korsmik, G. Zadykhan, D. Mukin, R. Mendagaliev, N. Roschin // Metals. – 2025. – Vol. 15 (9). – P. 957. – DOI: 10.3390/met15090957.

4. Research and development of technology for obtaining small-scale GTE parts from ceramic composite materials by 3D printing / G.G. Zadykhan, R.S. Korsmik, M.O. Gushchina, A.S. Zhukov, V.V. Promakhov // Journal of Physics: Conference Series. – 2018. – Vol. 1109 (1). – P. 012057. – DOI: 10.1088/1742-6596/1109/1/012057.

5. Перспективы использования технологии лазерной наплавки для восстановления лопаток компрессоров газотурбинных двигателей / Е. Земляков, К. Бабкин, Р. Корсмик, М. Скляр, М. Кузнецов // Фотоника. – 2016. – № 4. – С. 10–25. – DOI: 10.22184/1993-7296.2016.58.4.10.22.

6. Raevskikh A.N., Chabina E.B., Filonova E.V. Effect of initial powder characteristics on microrelief features in the ZhS6K grade alloy after selective laser fusion // Inorganic Materials: Applied Research. – 2022. – Vol. 13 (6). – P. 1592–1604. – DOI: 10.1134/S207511332206020X.

7. Cracking behavior of the ZhS6K superalloy during direct laser deposition with induction heating / A. Dmitrieva, A. Semenyuk, M. Klimova, I. Udin, D. Mukin, A. Vildanov, S. Zherebtsov, O. Klimova-Korsmik, N. Stepanov // Metals. – 2024. – Vol. 14 (6). – P. 610. – DOI: 10.3390/met14060610.

8. Optimizing selective laser melting of a high-alloyed Ni-based superalloy: achieving crack-free fabrication with enhanced microstructure and mechanical properties / L. Zhu, B. Wei, K. Wang, C. Zhou, H. Ji // Acta Metallurgica Sinica (English Letters). – 2025. – Vol. 38 (10). – P. 1719–1734. – DOI: 10.1007/s40195-025-01900-7.

9. Markanday J.F.S. Applications of alloy design to cracking resistance of additively manufactured Ni-based alloys // Materials Science and Technology. – 2022. – Vol. 38 (16). – P. 1300–1314. – DOI: 10.1080/02670836.2022.2068759.

10. ZhS6K-based Ni superalloys for laser-based directed energy deposition / M. Klimova, I. Astakhov, D. Klimenko, G. Zadykhan, O. Klimova-Korsmik, R. Korsmik, N. Stepanov // Journal of Alloys and Compounds. – 2026. – Vol. 1058. – P. 186956. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2026.186956.

11. Fabrication of thin-walled Inconel 718 microchannels by LP-DED: influence of deposition strategy on geometric fidelity, surface texture, and post-processing feasibility via hybrid manufacturing / S. Momeni, P. Gargarella, A.R. Rodrigues, R.G. Jasinevicius // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2026. – Vol. 144 (9–10). – P. 7009–7032. – DOI: 10.1007/s00170-026-18255-7.

12. Laser directed energy deposition of thin-walled GH4099 superalloy with gradient microstructure and mechanical properties / X. Zhang, S. Wang, Y. Liang, Y. Guo, Z. Guo, F. Yi, J. Lin // Materials Science and



Engineering: A. – 2025. – Vol. 933. – P. 148283. – DOI: 10.1016/j.msea.2025.148283.

13. Cracking mechanism and susceptibility of laser melting deposited Inconel 738 superalloy / X. Zhang, H. Chen, L. Xu, J. Xu, X. Ren, X. Chen // *Materials & Design*. – 2019. – Vol. 183. – P. 108105. – DOI: 10.1016/j.matdes.2019.108105.

14. The effect of heat treatment on characteristics of the gamma prime phase and hardness of the nickel-based superalloy Rene® 80 / M.M. Barjesteh, S.M. Abbasi, K. Zangeneh Madar, K. Shirvani // *Materials Chemistry and Physics*. – 2019. – Vol. 227. – P. 46–55. – DOI: 10.1016/j.matchemphys.2019.01.038.

15. Microstructure and mechanical properties of gradient Rene 41/Rene 80 superalloy, fabricated by laser-based directed energy deposition / M. Klimova, I. Astakhov, N. Yurchenko, G. Zadykhan, D. Klimenko, O. Klimova-Korsmik, R. Korsmik, G. Turichin, S. Zhrebtsov, N. Stepanov // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2025. – Vol. 1048. – P. 185270. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2025.185270.

16. Particle size of gamma prime as a result of vacuum heat treatment of INCONEL 738 super alloy / I. Guzman, E. Granda, R. Mendez, G. Lopez, J. Acevedo, D. Gonzalez // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2013. – Vol. 22 (4). – P. 1143–1148. – DOI: 10.1007/s11665-012-0385-y.

17. *Goodfellow A.J.* Strengthening mechanisms in polycrystalline nickel-based superalloys // *Materials Science and Technology*. – 2018. – Vol. 34 (15). – P. 1793–1808. – DOI: 10.1080/02670836.2018.1461594.

18. Кузнецов В.П., Лесников В.П., Попов Н.А. Структура и свойства монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов: учебное пособие. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2016. – 160 с. – ISBN 978-5-7996-1829-2.

19. Химушин Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1969. – 752 с.

20. Jin Z., Kong X., Ma L. Investigating the impact of substrate preheating on the thermal flow and microstructure of laser cladding of nickel-based superalloy // *Materials*. – 2024. – Vol. 17 (2). – P. 399. – DOI: 10.3390/ma17020399.

21. Gulov M.A., Gertsel I.S., Malikov A.G. Additional substrate heating in direct laser deposition of Inconel 738 // *Physical Mesomechanics*. – 2026. – Vol. 29 (1). – P. 115–126. – DOI: 10.1134/S1029959925600910.

22. Formation and evolution behavior of M6C carbide in a Ni-W-Cr superalloy / M. Huang, Z. Zhou, C. Cui, R. Zhang, Z. Shi, X. Wang, Y. Zhou, X. Sun // *Materials Characterization*. – 2023. – Vol. 204. – P. 113211. – DOI: 10.1016/j.matchar.2023.113211.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Effect of direct laser deposition process parameters on the microstructure and mechanical properties of new nickel-base superalloys based on ZhS6K

Ilya Astakhov^{a, *}, Sofia Korchmarchik^b, Margarita Klimova^c, Grigoriy Zadykhan^d,
 Rudolf Korsmik^e, Nikita Stepanov^f

Institute of Laser and Welding Technologies, Saint Petersburg State Marine Technical University, 3 Lotsmanskaya str., Saint Petersburg, 190121, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0009-0008-5409-9997>, Astakhov@smtu.ru; ^b <https://orcid.org/0009-0003-7716-146X>, happy23sofia@gmail.com;
^c <https://orcid.org/0000-0002-2188-0209>, M.V.klimova@ilwt.smtu.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0001-7942-2799>, gzadykhan@mail.ru;
^e <https://orcid.org/0000-0003-1591-1942>, Rudak27@yandex.ru; ^f <https://orcid.org/0000-0003-2476-3953>, stepanov@corp.smtu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 15 July 2026

Revised: 18 July 2026

Accepted: 14 August 2026

Available online: 15 September 2026

Keywords:

Ni-based superalloys
 Additive manufacturing
 Technological parameters
 Microstructure
 Mechanical properties

Funding

This research was funded by the Russian Science Foundation, grant no. 23-19-00622-P.

ABSTRACT

Introduction. Nickel-base superalloys are indispensable materials for hot-section components of gas turbine engines (*GTE*); however, traditional manufacturing of geometrically complex parts is highly time- and resource-consuming. The adoption of additive manufacturing (*AM*), in particular direct laser deposition (*DLD*), enables high-precision fabrication of free-form components. Nevertheless, most nickel-base superalloys with a high volume fraction of the γ' phase (Ni_3Al) are prone to cracking. A promising approach is the development of new alloy compositions specially adapted for *AM*. **The purpose of this study** is to investigate the influence of *DLD* parameters on cracking behavior, microstructure, and mechanical properties of the previously designed *Ni68* and *Ni75* alloys based on the *ZhS6K* superalloy. **Materials and methods.** Thin-walled specimens were produced by *DLD* with varying laser power, scanning speed, laser spot diameter, and deposition strategy. Cracking susceptibility was evaluated by the specific crack length. Porosity, microstructure, and phase composition were analyzed by optical and scanning electron microscopy. Mechanical properties were assessed by microhardness measurements. **Results and discussion.** A non-linear dependence of the specific crack length on laser power was revealed, with a maximum at 700 W for small spot diameters. The bidirectional deposition strategy was shown to reduce cracking compared with the unidirectional strategy. For the *Ni75* alloy, optimum parameters (power 300 W, speed 3 mm/s, spot diameter 1.0–1.5 mm) under the bidirectional strategy were identified, yielding defect-free specimens with a porosity below 0.2%. It was established that the lower carbon content in *Ni75* suppresses carbide precipitation, thus reducing the cracking probability. Increasing the laser power from 300 to 1500 W only weakly affects the transverse grain size, but induces a transition from a near-equiaxed morphology to a columnar one with a pronounced $\langle 100 \rangle$ texture; the volume fraction of the strengthening γ' phase remains constant at ~60% for *Ni68* and ~41% for *Ni75*. Microhardness exhibits a weak dependence on the deposition parameters: 390–410 HV for *Ni75* and 430–450 HV for *Ni68*, indicating the predominant contribution of the γ' phase characteristics. The obtained results demonstrate the applicability of the developed alloys for the additive manufacturing of thin-walled high-temperature components.

For citation: Astakhov I.I., Korchmarchik S.O., Klimova M.V., Zadykhan G., Korsmik R., Stepanov N.D. Effect of direct laser deposition process parameters on the microstructure and mechanical properties of new nickel-base superalloys based on ZhS6K. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 315–330. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-315-330. (In Russian).

References

1. Reed R.C. *The superalloys: fundamentals and applications*. Cambridge, Cambridge University Press, 2008. 388 p. ISBN 978-1-139-45863-4.

* Corresponding author

Astakhov Ilya Ivanovich, Engineer
 Institute of Laser and Welding Technologies,
 Saint Petersburg State Marine Technical University,
 3 Lotsmanskaya str.,
 190121, Saint Petersburg, Russian Federation
 Tel.: +7 930 087-99-93, e-mail: Astakhov@smtu.ru

2. Kablov E.N., ed. *Litye lopatki gazoturbinnnykh dvigatelei: splavy, tekhnologii, pokrytiya* [Cast blades of gas turbine engines: alloys, technologies, coatings]. 2nd ed. Moscow, Nauka Publ., 2006. 632 p. ISBN 5-02-034270-X.
3. Tukov S., Korsmik R., Zadykyan G., Mukin D., Mendagaliev R., Roschin N. Development of a laser cladding technology for repairing first-stage high-pressure turbine blades in gas turbine engines. *Metals*, 2025, vol. 15 (9), p. 957. DOI: 10.3390/met15090957.
4. Zadykyan G.G., Korsmik R.S., Gushchina M.O., Zhukov A.S., Promakhov V.V. Research and development of technology for obtaining small-scale GTE parts from ceramic composite materials by 3D printing. *Journal of Physics: Conference Series*, 2018, vol. 1109 (1), p. 012057. DOI: 10.1088/1742-6596/1109/1/012057.
5. Zemlyakov E., Babkin K., Korsmik R., Sklyar M., Kuznetsov M. Perspektivy ispol'zovaniya tekhnologii lazernoi naplavki dlya vosstanovleniya lopatok kompressorov gazoturbinnnykh dvigatelei [Prospects for the use of laser cladding technology for the repair of compressor blades of gas turbine engines]. *Fotonika = Photonics Russia*, 2016, no. 4, pp. 10–25. DOI: 10.22184/1993-7296.2016.58.4.10.22.
6. Raevskikh A.N., Chabina E.B., Filonova E.V. Effect of initial powder characteristics on microrelief features in the ZhS6K grade alloy after selective laser fusion. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2022, vol. 13 (6), pp. 1592–1604. DOI: 10.1134/S207511332206020X.
7. Dmitrieva A., Semenyuk A., Klimova M., Udin I., Mukin D., Vildanov A., Zherebtsov S., Klimova-Korsmik O., Stepanov N. Cracking behavior of the ZhS6K superalloy during direct laser deposition with induction heating. *Metals*, 2024, vol. 14 (6), p. 610. DOI: 10.3390/met14060610.
8. Zhu L., Wei B., Wang K., Zhou C., Ji H. Optimizing selective laser melting of a high-alloyed Ni-based superalloy: achieving crack-free fabrication with enhanced microstructure and mechanical properties. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2025, vol. 38 (10), pp. 1719–1734. DOI: 10.1007/s40195-025-01900-7.
9. Markanday J.F.S. Applications of alloy design to cracking resistance of additively manufactured Ni-based alloys. *Materials Science and Technology*, 2022, vol. 38 (16), pp. 1300–1314. DOI: 10.1080/02670836.2022.2068759.
10. Klimova M., Astakhov I., Klimenko D., Zadykyan G., Klimova-Korsmik O., Korsmik R., Stepanov N. Tailoring ZhS6K-based Ni superalloys for laser-based directed energy deposition. *Journal of Alloys and Compounds*, 2026, vol. 1058, p. 186956. DOI: 10.1016/j.jallcom.2026.186956.
11. Momeni S., Gargarella P., Rodrigues A.R., Jasinevicius R.G. Fabrication of thin-walled Inconel 718 microchannels by LP-DED: influence of deposition strategy on geometric fidelity, surface texture, and post-processing feasibility via hybrid manufacturing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2026, vol. 144 (9–10), pp. 7009–7032. DOI: 10.1007/s00170-026-18255-7.
12. Zhang X., Wang S., Liang Y., Guo Y., Guo Z., Yi F., Lin J. Laser directed energy deposition of thin-walled GH4099 superalloy with gradient microstructure and mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, 2025, vol. 933, p. 148283. DOI: 10.1016/j.msea.2025.148283.
13. Zhang X., Chen H., Xu L., Xu J., Ren X., Chen X. Cracking mechanism and susceptibility of laser melting deposited Inconel 738 superalloy. *Materials & Design*, 2019, vol. 183, p. 108105. DOI: 10.1016/j.matdes.2019.108105.
14. Barjesteh M.M., Abbasi S.M., Madar K.Z., Shirvani K. The effect of heat treatment on characteristics of the gamma prime phase and hardness of the nickel-based superalloy Rene® 80. *Materials Chemistry and Physics*, 2019, vol. 227, pp. 46–55. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2019.01.038.
15. Klimova M., Astakhov I., Yurchenko N., Zadyukyan G., Klimenko D., Klimova-Korsmik O., Korsmik R., Turichin G., Zherebtsov S., Stepanov N. Microstructure and mechanical properties of gradient Rene 41/Rene 80 superalloy, fabricated by laser-based directed energy deposition. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, vol. 1048, p. 185270. DOI: 10.1016/j.jallcom.2025.185270.
16. Guzman I., Granda E., Mendez R., Lopez G., Acevedo J., Gonzalez D. Particle size of gamma prime as a result of vacuum heat treatment of INCONEL 738 super alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013, vol. 22 (4), pp. 1143–1148. DOI: 10.1007/s11665-012-0385-y.
17. Goodfellow A.J. Strengthening mechanisms in polycrystalline nickel-based superalloys. *Materials Science and Technology*, 2018, vol. 34 (15), pp. 1793–1808. DOI: 10.1080/02670836.2018.1461594.
18. Kuznetsov V.P., Lesnikov V.P., Popov N.A. *Struktura i svoystva monokristallicheskich zharoprochnykh nikelovykh splavov* [Structure and properties of single-crystal heat-resistant nickel alloys]. Ekaterinburg, Ural University Press, 2016. 160 p. ISBN 978-5-7996-1829-2.
19. Khimushin F.F. *Zharoprochnye stali i splavy* [Heat-resistant steels and alloys]. 2nd ed., rev. Moscow, Metallurgiya Publ., 1969. 752 p.

20. Jin Z., Kong X., Ma L. Investigating the impact of substrate preheating on the thermal flow and microstructure of laser cladding of nickel-based superalloy. *Materials*, 2024, vol. 17 (2), p. 399. DOI: 10.3390/ma17020399.
21. Gulov M.A., Gertsel I.S., Malikov A.G. Additional substrate heating in direct laser deposition of Inconel 738. *Physical Mesomechanics*, 2026, vol. 29 (1), pp. 115–126. DOI: 10.1134/S1029959925600910.
22. Huang M., Zhou Z., Cui C., Zhang R., Shi Z., Wang X., Zhou Y., Sun X. Formation and evolution behavior of M6C carbide in a Ni-W-Cr superalloy. *Materials Characterization*, 2023, vol. 204, p. 113211. DOI: 10.1016/j.matchar.2023.113211.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).