

Научная статья

УДК 778.64:669.018.44

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-3-12

## ИССЛЕДОВАНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

С.В. Неруш<sup>1</sup>, Д.Г. Чубов<sup>1</sup>, Ю.Ю. Капланский<sup>1</sup>, Д.И. Сухов<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

**Аннотация.** Адаптация литейных жаропрочных никелевых сплавов для аддитивных технологий нецелесообразна, так как такие материалы не могут удовлетворить постоянно повышающимся требованиям к синтезированным материалам, в частности по сопротивлению ползучести или длительной прочности при повышенных температурах. Рассмотрен новый экспериментальный состав жаропрочного никелевого сплава, разработанный применительно к аддитивным технологиям для метода селективного лазерного сплавления. По свойствам материал не уступает сплавам данной системы, полученным традиционными методами.

**Ключевые слова:** сплавы на основе никеля, аддитивные технологии, селективное лазерное сплавление, направление синтеза, механические свойства

**Для цитирования:** Неруш С.В., Чубов Д.Г., Капланский Ю.Ю., Сухов Д.И. Исследование экспериментального жаропрочного сплава на основе никеля, полученного методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2025. № 7 (149). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-3-12.

Scientific article

## INVESTIGATION OF EXPERIMENTAL NICKEL-BASED HEAT-RESISTANT ALLOY OBTAINED BY SELECTIVE LASER MELTING METHOD

S.V. Nerush<sup>1</sup>, D.G. Chubov<sup>1</sup>, Yu.Yu. Kaplanskiy<sup>1</sup>, D.I. Suhov<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

**Abstract.** Adaptation of foundry heat-resistant nickel-based superalloys for additive technologies is inexpedient, since such materials cannot meet the ever-increasing requirements for synthesized materials, in particular, for creep resistance or long-term strength at elevated temperatures. In the present work we consider a new experimental composition of heat-resistant nickel-based superalloys developed in relation to additive technologies for the selective laser melting method, which is not inferior to the alloys of this system in terms of properties obtained by conventional methods.

**Keywords:** nickel-based alloys, additive technologies, selective laser melting, direction of synthesis, mechanical properties

**For citation:** Nerush S.V., Chubov D.G., Kaplanskiy Yu.Yu., Suhov D.I. Investigation of experimental nickel-based heat-resistant alloy obtained by selective laser melting method. *Trudy VIAM*, 2025, no. 7 (149), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-3-12.

### Введение

Одной из самых важных и актуальных задач аддитивных технологий (АТ) является создание новых никелевых сплавов с механическими свойствами при высоких рабочих температурах, сопоставимыми с характеристиками литейных сплавов [1–3].

Получение таких материалов сопряжено с рядом проблем. Например, эти сплавы подвержены растрескиванию в результате деформационного старения, но тщательный контроль режимов АТ в процессе производства (стратегия сканирования, подача газа и т. д.) и условий после печати (обработка, скорость нагрева) позволяет в определенной степени минимизировать такие риски. Аналогичным образом устойчивость к трещинам можно повысить, подобрав геометрические размеры детали таким образом, чтобы уменьшить влияние дефектов, концентрирующих напряжения, таких как поры и трещины.

Растрескивание в результате деформационного старения происходит под действием двух основных механизмов: остаточные напряжения и выделение  $\gamma'$ -фазы. Величина остаточных напряжений может быть уменьшена путем предварительного нагрева порошка, что минимизирует диапазон температур для термического сжатия и расширения. Как показано в патенте [4], остаточные напряжения можно минимизировать за счет управления процессом печати, в частности благодаря использованию тонких слоев порошка и преднамеренно перекрывающихся лазерных сканов. В патенте [5] также показано, что за счет особенно быстрого повышения температуры термической обработки после снятия напряжения напечатанных образцов можно снизить риск растрескивания в результате деформационного старения.

Другой механизм, реализуемый в подобных сплавах, который также не может быть легко нивелирован оптимизацией режимов АТ, – это горячее растрескивание. Горячее растрескивание происходит на последних стадиях процесса затвердевания из-за формирования колоссальных напряжений в синтезированном материале и в значительной степени зависит от химического состава сплава [6]. Например, при применении в АТ к горячему растрескиванию склонны такие несвариваемые или ограниченно свариваемые сплавы, как MAR M-247 [7], Hastelloy X [8], ЖС32 [9]. При этом трещины могут наблюдаться даже в таких материалах, как свариваемый никелевый сплав ЭП648 [10], ограниченно свариваемые никелевые сплавы ВЖ738 [11] и ВЖ939 [12], но не обнаруживаются в структуре традиционно используемых в отечественной аддитивной практике свариваемых сплавов на основе никеля (ВЖ159) [13, 14] и кобальта (В4К, MAR-M509) [15, 16].

В жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) добавляют различные легирующие элементы для улучшения механических свойств и стабильности микроструктурной составляющей при повышенных температурах. Даже обычные стали и титановые сплавы не сохраняют стабильность при повышенных температурах ( $>600$  °С), поэтому альтернативой становятся железоникелевые, никелевые и кобальтовые сплавы. Благодаря высокотемпературным свойствам они называются суперсплавами. Например, в сплавах системы Fe–Ni–Co упрочнение происходит за счет выделения дисперсных частиц в твердом растворе, но они все равно менее устойчивы к воздействию температур в сравнении со сплавами на основе Co, упрочненными карбидами. Примечательно, что сплавы на основе системы Fe–Ni демонстрируют наиболее эффективный механизм упрочнения при повышенных температурах благодаря образованию упрочняющих выделений, таких как  $\gamma'$ - и  $\gamma''$ -фазы. Железо, никель и кобальт являются основными легирующими элементами для сплавов, эксплуатируемых при высоких температурах, которые имеют матрицу с гранцентрированной кристаллической решеткой (ГЦК). Однако в отличие от никеля, который сохраняет единую кристаллическую структуру типа ГЦК

при любой температуре, железо и кобальт являются аллотропными металлическими элементами, т. е. обладают двумя различными кристаллическими структурами в зависимости от времени и легирующих элементов в твердом растворе [17].

Механизм упрочнения в ЖНС может быть обусловлен легирующими элементами, которые избирательно вводятся в аустенитную никелевую матрицу. Например, Cr, Fe, Co, Mo, W, Hf, Re и Ru предпочтительно находятся в  $\gamma$ -матрице и способствуют упрочнению твердого раствора сплавов на основе никеля. В то время как другие элементы, такие как Al, Ti, Nb и Ta, имеют тенденцию к образованию других соединений с разными стехиометрическими соотношениями:  $\text{Ni}_3\text{Al}$  ( $\gamma'$ ) или  $\text{Ni}_3\text{Nb}$  ( $\gamma''$ ) с упорядоченными кристаллическими структурами, т. е.  $L1_2$  или  $D0_{22}$  соответственно. Другими примерами являются элементы B, C и Zr, которые имеют тенденцию к сегрегации по границам зерен в виде упрочняющих растворов-кластеров или выделений в сочетании с Ti, Ta, Hf, Cr и Mo.

В основном структура сплавов на основе никеля состоит из аустенитной ГЦК  $\gamma$ -никелевой матрицы и ряда других вторичных фаз. Примерами являются карбидные фазы ГЦК-типа (например, MC,  $\text{M}_6\text{C}$ ,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{M}_7\text{C}_3$ );  $\gamma'$ -фаза, которая представляет собой упорядоченную фазу  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ ;  $\gamma''$ -фаза, которая представляет собой упорядоченную фазу  $\text{Ni}_3\text{Nb}$ ;  $\eta$ -фаза, которая представляет собой гексагональную плотноупакованную структуру  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  (или  $\text{Ni}_6\text{TiAlNb}$ );  $\delta$ -фаза, которая является орторомбическим упорядоченным интерметаллическим соединением  $\text{Ni}_3\text{Nb}$ . Благодаря упорядоченной кристаллической структуре фазы  $\gamma'$ ,  $\gamma''$ ,  $\delta$  и  $\eta$  имеют особое значение для упрочнения сплавов на основе никеля. Это связано с тем, что для прохождения дислокаций через границы этих фаз требуется дополнительная энергия. Упорядочение увеличивает энергию антифазных границ и дефекта упаковки, что, в свою очередь, повышает эффект упрочняющих фаз при высоких температурах. Упрочняющий эффект упорядоченных фаз можно объяснить тем, что определенные элементы всегда занимают конкретные места в их кристаллических структурах. Например, в упорядоченной ГЦК  $\gamma'$ -фазе (т. е.  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ ) атомы никеля всегда занимают центрированные по граням позиции в кубической кристаллической структуре, а атомы Ti и Al – угловые позиции, напротив, в неупорядоченных структурах атомы могут занимать любые места, поэтому присутствие каждого атома идентифицируется объемной или массовой долей в известной кристаллической структуре элементарной ячейки.

Вследствие сложного влияния композиционных легирующих элементов в сплавах на основе никеля большинство зарубежных исследований по-прежнему сосредоточено на коммерческих сплавах, порошки которых получают методом газовой атомизации, таких как свариваемые сплавы на основе никеля, включая IN718 [18] и IN625 [19], а также несвариваемые, включая CM247LC [20], IN738LC [21], CMSX-4 [22], MAR M-247 [7], Rene 104 [23] и Rene 142 [24]. Обнаружено, что  $\gamma'$ -образующие элементы, такие как Al, Co, Cr, Ta и W, значительно увеличивают вязкость предварительно легированных порошков по сравнению с порошками чистого Ni [25].

Как правило, различные процессы АТ разрабатываются на основе типа исходного материала и технологий послойного сплавления. В процессах АТ, основанных на сплавлении металлов, исходным материалом является металлический порошок. Система сплавления основана на источнике тепла, таком как лазер или электронный луч, в котором металл сплавляется при повышенных скоростях ( $10^4$ – $10^6$  К/с). В настоящее время селективное лазерное сплавление (СЛС) обеспечивает наилучшую воспроизводимость и соответствие размеров заготовок по сравнению с другими методами АТ. Следовательно, данная технология хорошо изучена в научных кругах и используется

в различных отраслях, таких как медицина (титан, нержавеющие стали и кобальтохромовые сплавы), аэрокосмическая и оборонная промышленность (сплавы на основе никеля) и энергетика (нержавеющие стали и сплавы на основе никеля).

Все существующие сплавы на никелевой и кобальтовой основе, применяемые в АТ, при температурах 800 °С и более уступают литейным по характеристикам длительной прочности и ползучести. Поэтому задача получения новых никелевых сплавов, не склонных к горячему растрескиванию при синтезе и сопоставимых по свойствам с литейными, является актуальной. Для этого необходимо точно корректировать химические составы ограниченно свариваемых сплавов и разработать новые подходы к созданию сплавов на никелевой основе для АТ.

Цель данной работы – исследование структуры и свойств экспериментального состава ЖНС с рабочей температурой 900 °С, применимого для АТ и особенно устойчивого к горячему растрескиванию.

### Материалы и методы

Исследован экспериментальный состав ЖНС с потенциальной рабочей температурой 900–950 °С, который обладает устойчивостью к горячему растрескиванию при получении методом СЛС.

Металлопорошковая композиция (МПК) экспериментального состава ЖНС изготовлена на промышленном тигельном атомизере с максимальной температурой нагрева 1700 °С и давлением до 0,667 Па. В качестве исходного материала использовали литые прутковые заготовки, изготовленные в вакуумной индукционной печи.

Химический состав литых прутковых заготовок контролировали методами атомно-эмиссионной спектроскопии (определение содержания Ni, Al, Co, Cr, Mo, Nb, Ta, W, Ti) и сжигания образца в потоке кислорода (определение содержания C, B).

Изготовленные литые прутковые заготовки использовали для получения фракции МПК размером 10–63 мкм. Схема изготовления целевой фракции МПК включает подготовку и загрузку в тигель литых шихтовых заготовок, плавку и распыление расплава инертным газом, выгрузку порошка, рассев на фракции и аэродинамическую сепарацию. Гранулометрический состав изготовленных партий МПК определяли по ГОСТ 8.777–2011 методом дифракции лазерного излучения в жидкости на лазерном анализаторе частиц.

Микроструктуру анализировали с помощью сканирующего электронного микроскопа.

Для исследуемого экспериментального сплава проведена термическая обработка, состоящая из двухступенчатого отжига с последующим двухступенчатым старением.

Испытания на растяжение проводили в соответствии с ГОСТ 1497–2023, испытания на длительную прочность – согласно ГОСТ 10145–81 на образце с диаметром рабочей части  $5,00 \pm 0,02$  мм и начальной расчетной длиной  $l_0 = 5,65\sqrt{F_0}$ , где  $F_0$  – начальная площадь поперечного сечения.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

### Результаты и обсуждение

Микроструктура исследуемого экспериментального состава никелевого сплава до и после термической обработки, полученная с помощью сканирующего электронного микроскопа с увеличением  $\times 25000$ , показана на рис. 1 в параллельном (Z) и перпендикулярном (XY) направлениях относительно направления синтеза.

В структуре синтезированного материала в состоянии после синтеза (до термической обработки) трещин не обнаружено. Эпитаксиальный рост из частично переплавленных предыдущих слоев позволяет сформировать равномерную структуру. Из анализа микроструктур, показанных в направлениях  $XU$ , можно сделать вывод, что фронт роста преимущественно ячеистый. Размер ячеек составляет от 0,4 до 2 мкм. Расстояние между первичными ячейками свидетельствует о высокой скорости затвердевания.

Микроструктура синтезированного материала после термической обработки представляет собой разноразмерные зерна  $\gamma$ -твердого раствора, упрочненного дисперсными частицами  $\gamma'$ -фазы и дисперсными карбидами. Содержание  $\gamma'$ -фазы в структуре данного экспериментального состава ЖНС составляет ~37 %. Исходя из анализа структуры, представленной на рис. 1, в, можно сделать вывод о прохождении неполной рекристаллизации в процессе проведения термической обработки.

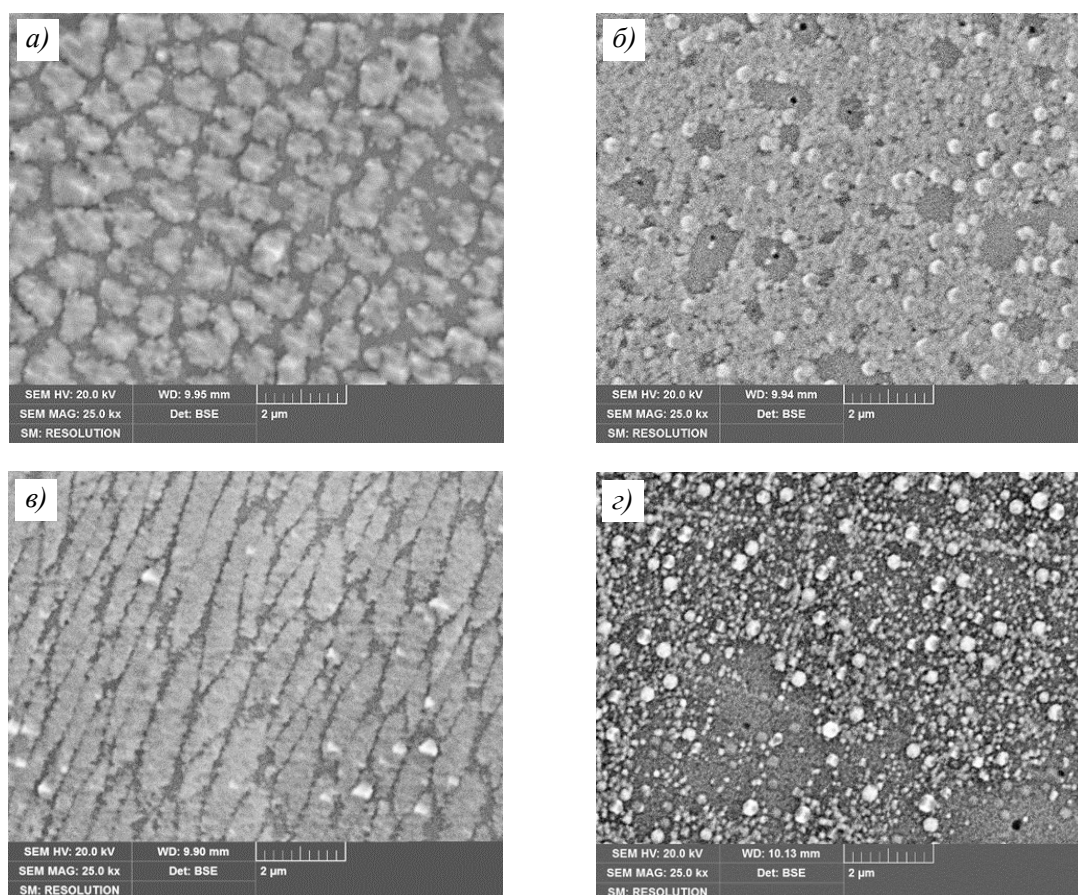


Рис. 1. Микроструктуры экспериментального состава жаропрочного никелевого сплава в направлениях  $XU$  (а, в) и  $XZ$  (б, г) до (а, б) и после (в, г) термической обработки

На рис. 2 представлены результаты испытания экспериментального состава ЖНС на растяжение при комнатной температуре и 800, 900, 950 °С. Все измерения в ориентации выращивания демонстрируют уменьшение предела прочности и относительного удлинения при увеличении температуры. Эффекты уменьшения относительного удлинения при определенных температурах обычно наблюдаются для никелевых сплавов, но причину такого снижения для всего интервала температур 800–1000 °С по сравнению с комнатной необходимо установить в дальнейших работах.

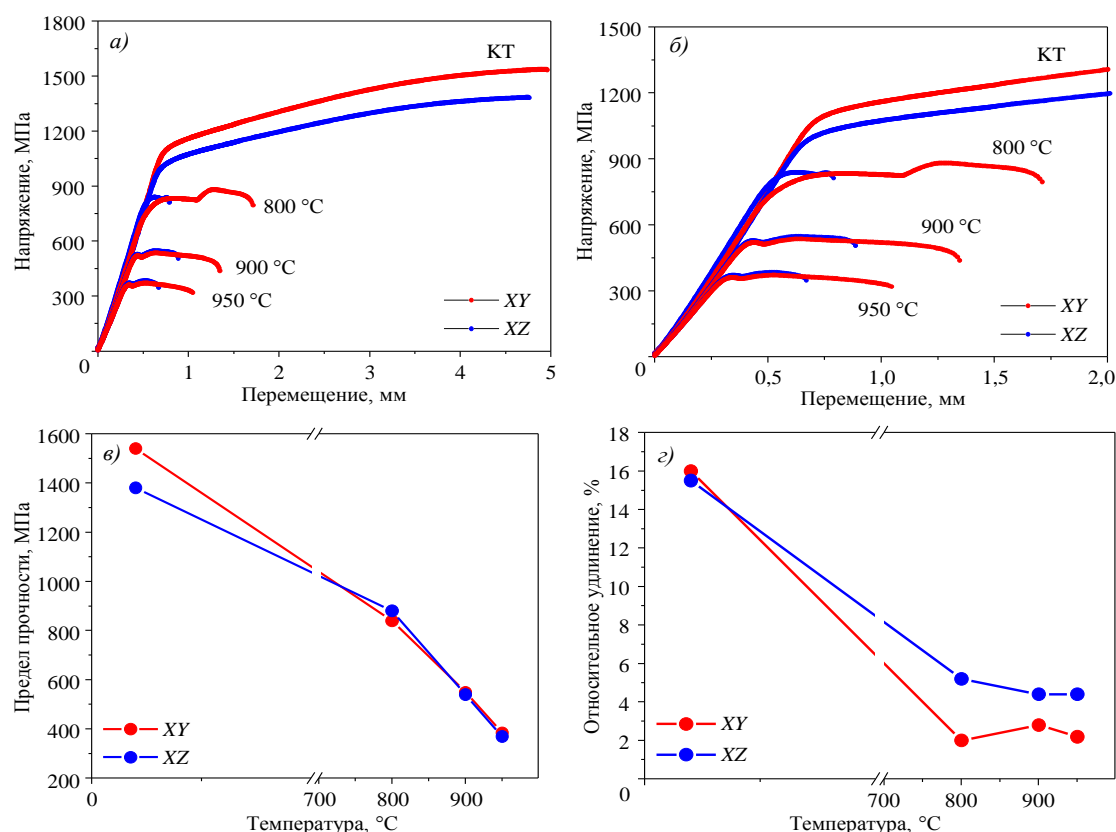


Рис. 2. Кривые растяжения экспериментального состава жаропрочного никелевого сплава при комнатной температуре (КТ), 800, 900, 950 °С (а, б), зависимости предела прочности (в) и относительного удлинения (г) от температуры испытания

Результаты испытаний образцов из нового экспериментального ЖНС на длительную прочность при разных температурах и напряжениях в направлении ХУ в сравнении со сплавами, адаптированными для АТ в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, представлены в таблице. Разработанный специально для АТ новый экспериментальный состав ЖНС демонстрирует преимущество в сравнении с адаптированными для АТ сплавами на основе никеля и кобальта. Это связано с составом, специально разработанным именно для синтеза исследуемого материала, с меньшей склонностью к образованию горячих трещин и рекристаллизации. Новый экспериментальный состав имеет рабочую температуру вплоть до 950 °С и по результатам испытаний на длительную прочность превосходит все имеющиеся аналоги ЖНС с содержанием  $\gamma'$ -фазы до 40 %, которые известны для АТ, а также сплавы на основе кобальта.

**Длительная прочность нового экспериментального состава и сплавов на основе никеля и кобальта**

Сплав	Температура, °С	Напряжение, МПа	Время до разрушения (долговечность), ч
Экспериментальный состав	800	400	109
	900	150	191
	950	90	197
ВЖЛ939 [10]	800	275	134
ЭП648 [10]		145	102
ВЖ159 [10]		176	270
ВЛК1 [14]		210	>100

### Заключения

Исходная микроструктура исследованного экспериментального состава ЖНС до термической обработки характеризуется твердым раствором  $\gamma$ -фазы с ячеистой морфологией и размером от 0,4 до 2 мкм с мелкодисперсными включениями  $\gamma'$ -фазы и карбидов. После термической обработки структура претерпевает неполную рекристаллизацию, из твердого раствора выделяется  $\gamma'$ -фаза в количестве ~37 %.

Испытания на растяжение при комнатной температуре и при температурах 800, 900, 950 °С показали, что в различных ориентациях выращивания уменьшаются предел прочности и относительное удлинение при увеличении температуры.

Согласно результатам измерения длительной прочности, при температурах 800, 900 и 950 °С новый экспериментальный состав ЖНС имеет преимущество перед адаптированными для АТ сплавами на основе никеля и кобальта.

Рабочая температура нового экспериментального состава достигает 950 °С. По длительной прочности рассмотренный состав превосходит все имеющиеся аналоги жаропрочных сплавов на основе никеля с содержанием  $\gamma'$ -фазы до 40 %, которые известны для АТ, а также сплавы на основе кобальта.

Дальнейшие исследования данного экспериментального состава ЖНС должны быть направлены, с одной стороны, на определение комплекса свойств материала, в том числе пределов длительной прочности и выносливости, с другой стороны, на тонкие исследования его структуры, например, для объяснения причин снижения характеристик пластичности для всего интервала температур 800–1000 °С.

### Список источников

1. Najmon J.C., Raeisi S., Tovar A. Review of additive manufacturing technologies and applications in the aerospace industry // *Additive Manufacturing for the Aerospace Industry*. Elsevier, 2019. P. 7–31. DOI: 10.1016/B978-0-12-814062-8.00002-9.
2. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Базылева О.А., Мазалов И.С., Дынин Н.В. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 3. Адаптация и создание материалов // *Электromеталлургия*. 2022. № 4. С. 15–25.
3. Капланский Ю.Ю., Мазалов П.Б. Мировые тенденции развития тугоплавких высокоэнтропийных сплавов для теплонагруженных узлов аэрокосмической техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 2 (67). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 13.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-30-42.
4. Additive manufacturing: pat. US 9352421 B2; appl. 06.02.2014; publ. 31.05.2016.
5. Method for post-built heat treatment of additively manufactured components made of gamma-prime strengthened superalloys: pat. US 9670572 B2; appl. 06.05.2015; publ. 06.06.2017.
6. Мовенко Д.А., Шуртаков С.В. Причины образования микротрещин и снижение плотности их распределения в изделиях из никелевых жаропрочных сплавов, изготовленных методом СЛС (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 2 (67). Ст. 04. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 13.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.
7. Hagedorn Y.-C., Reisse J., Meiers W. et al. Processing of Nickel Based Superalloy MAR M-247 by means of High Temperature – Selective Laser Melting (HT-SLM) // *Proceedings of the 16<sup>th</sup> International conference of advanced research ad rapid prototye*. Boca-Raton, 2014. P. 291–295. DOI: 10.1201/b15961-54.
8. Marchese G., Basile G., Aversa A. et al. Study of the Microstructure and Cracking Mechanism of Hastelloy X Produced by Laser Powder Bed Fusion // *Materials*. 2018. Vol. 11. P. 106–118. DOI: 10.3390/ma11010106.
9. Петрушин Н.В., Евгенов А.Г., Заводов А.В., Тренингов И.А. Структура и прочность жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ, полученного методом селективного лазерного сплавления на монокристаллической подложке // *Материаловедение*. 2017. № 11. С. 19–26.

10. Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Медведев П.Н., Зайцев Д.В., Роголев А.М. Особенности формирования структурно-фазового состояния сплава ЭП648 при селективном лазерном сплавлении // Труды ВИАМ. 2021. № 8 (102). Ст. 01 URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 13.12.2024). DOI: 10.18557/2307-6046-2021-0-8-3-11.
11. Аслаян Г.Г., Сухов Д.И., Мин П.Г., Пескова А.В. Применение алгоритмов нелинейной оптимизации при отработке режимов селективного лазерного сплавления // Технология металлов. 2021. № 11. С. 36–50.
12. Мин П.Г., Вадеев В.Е., Сухов Д.И., Раевских А.Н. Структура и механические свойства коррозионностойкого жаропрочного никелевого сплава, полученного селективным лазерным сплавлением // Материаловедение. 2021. № 12. С. 3–10. DOI: 10.31044/1684-579X-2021-0-12-3-10.
13. Евгенов А.Г., Горбовец М.А., Прагер С.М. Структура и механические свойства жаропрочных сплавов ВЖ159 и ЭП648, полученных методом селективного лазерного сплавления // Авиационные материалы и технологии. 2016. № S1 (43). С. 8–15. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-8-15.
14. Мазалов И.С., Евгенов А.Г., Прагер С.М. Перспективы применения жаропрочного структурно-стабильного сплава ВЖ159 для аддитивного производства высокотемпературных деталей ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2016. № S1. С. 3–7. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-3-7.
15. Евгенов А.Г., Шуртаков С.В., Чуманов И.Р. Новый износостойкий сплав на кобальтовой основе: особенности структуры металла, полученного методом ПЛВ. Часть 2 // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3 (68). Ст. 04. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 13.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-37-49.
16. Cloots M., Kunze K., Uggowitzer P.J., Wegener K. Microstructural characteristics of the nickel-based alloy IN738LC and the cobalt-based alloy mar-M509 produced by selective laser melting // Materials Science & Engineering A. 2016. Vol. 658. P. 68–76. DOI: 10.1016/j.msea.2016.01.058.
17. Martin E., Natarajan A., Kottilingam S., Batmaz R. Binder jetting of «Hard-to-Weld» high gamma prime nickel-based superalloy RENE 108 // Additive Manufacturing. 2021. Vol. 39. P. 101894. DOI: 10.1016/j.addma.2021.101894.
18. Zadi-Maad A., Basuki A. The development of additive manufacturing technique for nickel-base alloys: A review // AIP Conference Proceedings. 2018. Vol. 1945. P. 020064. DOI: 10.1063/1.5030286.
19. Tian Z., Zhang C., Wang D. et al. A review on laser powder bed fusion of Inconel 625 nickel-based alloy // Applied Science. 2020. Vol. 10. P. 81. DOI: 10.3390/app10010081.
20. Wang X., Read N., Carter L.N. et al. Defect formation and its mitigation in selective laser melting of high  $\gamma'$  Ni-base superalloys // Proceedings International 13<sup>th</sup> Symposium of Superalloys. New Jersey, 2016. P. 351–358. DOI: 10.1002/9781119075646.ch38.
21. Engeli R., Etter T., Hovel S., Wegener K. Processability of different IN738LC powder batches by selective laser melting // Journal Materials Processing Technology. 2016. Vol. 229. P. 484–491. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.09.046.
22. Lopez-Galilea I., Rutttert B., Theisen W. Integrated HIP-heat treatment of Ni-base superalloys fabricated by SLM // Euro PM 2018 proceeding. Shrewsbury, 2018. P. 1–4.
23. Yang J., Li F., Wang Z., Zeng X. Cracking behavior and control of Rene 104 superalloy produced by direct laser fabrication // Journal Materials Processing Technology. 2015. Vol. 225. P. 229–239. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.06.002.
24. Murr L.E., Martinez E., Pan X.M. et al. Microstructures of Rene 142 nickel-based superalloy fabricated by electron beam melting // Acta Materialia. 2013. Vol. 61. P. 4289–4296. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.04.002.
25. Sato Y., Sugisawa K., Aoki D., Yamamura T. Viscosities of Fe–Ni, Fe–Co and Ni–Co binary melts // Measurement Science and Technology. 2005. Vol. 16. P. 363. DOI: 10.1088/0957-0233/16/2/006.

## References

1. Najmon J.C., Raeisi S., Tovar A. Review of additive manufacturing technologies and applications in the aerospace industry. *Additive Manufacturing for the Aerospace Industry*. Elsevier, 2019, pp. 7–31. DOI: 10.1016/B978-0-12-814062-8.00002-9.
2. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V., Bazyleva O.A., Mazalov I.S., Dynin N.V. New generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts of FSUE VIAM. Part 3. Adaptation and creation of materials. *Elektrometallurgiya*, 2022, no. 4, pp. 15–25.
3. Kaplanskii Yu.Yu., Mazalov P.B. World trends in the development of refractory high-entropy alloys for heat-loaded units of aerospace technics (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 13, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-30-42.
4. *Additive manufacturing*: pat. US 9352421 B2; appl. 06.02.2014; publ. 31.05.2016.
5. *Method for post-built heat treatment of additively manufactured components made of gamma-prime strengthened superalloys*: pat. US 9670572 B2; appl. 06.05.2015; publ. 06.06.2017.
6. Movenko D.A., Shurtakov S.V. Microcrack formation and controlling in nickel superalloys processed by selective laser melting (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), paper no. 04. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 13, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.
7. Hagedorn Y.-C., Reisse J., Meiers W. et al. Processing of Nickel Based Superalloy MAR M-247 by means of High Temperature – Selective Laser Melting (HT-SLM). *Proceedings of the 16<sup>th</sup> International conference of advanced research ad rapid prototype*. Boca-Raton, 2014, pp. 291–295. DOI: 10.1201/b15961-54.
8. Marchese G., Basile G., Aversa A. et al. Study of the Microstructure and Cracking Mechanism of Hastelloy X Produced by Laser Powder Bed Fusion. *Materials*, 2018, vol. 11, pp. 106–118. DOI: 10.3390/ma11010106.
9. Petrushin N.V., Evgenov A.G., Zavodov A.V., Treninkov I.A. Structure and strength of heat-resistant nickel alloy ZhS32-VI obtained by selective laser melting on a single-crystal substrate. *Materialovedenie*, 2017, no. 11, pp. 19–26.
10. Ospennikova O.G., Naprienko S.A., Medvedev P.N., Zaitsev D.V., Rogalev A.M. Features of the formation of the structural-phase state of the EP648 alloy during selective laser manufacture. *Trudy VIAM*, 2021, no. 8 (102), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 13, 2024). DOI: 10.18557/2307-6046-2021-0-8-3-11.
11. Aslanyan G.G., Sukhov D.I., Min P.G., Peskova A.V. Application of nonlinear optimization algorithms in the development of selective laser melting modes. *Tekhnologiya metallov*, 2021, no. 11, pp. 36–50.
12. Min P.G., Vadeev V.E., Sukhov D.I., Raevskikh A.N. Structure and mechanical properties of corrosion-resistant heat-resistant nickel alloy obtained by selective laser melting. *Materialovedenie*, 2021, no. 12, pp. 3–10. DOI: 10.31044/1684-579X-2021-0-12-3-10.
13. Evgenov A.G., Gorbovec M.A., Prager S.M. Structure and mechanical properties of heat resistant alloys VZh159 and EP648, prepared by selective laser fusing. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2016, no. S1, pp. 8–15. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-8-15.
14. Mazalov I.S., Evgenov A.G., Prager S.M. Perspectives of heat resistant structurally stable alloy VZh159 application for additive production of high-temperature parts of GTE. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2016, no. S1, pp. 3–7. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-3-7.
15. Evgenov A.G., Shurtakov S.V., Chumanov I.R. New wear-resistant cobalt-base alloy: features of the structure of the metal obtained by the direct laser growth method. Part 2. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 3 (68), paper no. 04. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 13, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-37-49.
16. Cloots M., Kunze K., Uggowitz P.J., Wegener K. Microstructural characteristics of the nickel-based alloy IN738LC and the cobalt-based alloy mar-M509 produced by selective laser melting. *Materials Science & Engineering A*, 2016, vol. 658, pp. 68–76. DOI: 10.1016/j.msea.2016.01.058.
17. Martin E., Natarajan A., Kottilingam S., Batmaz R. Binder jetting of «Hard-to-Weld» high gamma prime nickel-based superalloy RENE 108. *Additive Manufacturing*, 2021, vol. 39, p. 101894. DOI: 10.1016/j.addma.2021.101894.

18. Zadi-Maad A., Basuki A. The development of additive manufacturing technique for nickel-base alloys: A review. *AIP Conference Proceedings*, 2018, vol. 1945, p. 020064. DOI: 10.1063/1.5030286.
19. Tian Z., Zhang C., Wang D. et al. A review on laser powder bed fusion of Inconel 625 nickel-based alloy. *Applied Science*, 2020, vol. 10, p. 81. DOI: 10.3390/app10010081.
20. Wang X., Read N., Carter L.N. et al. Defect formation and its mitigation in selective laser melting of high  $\gamma'$  Ni-base superalloys. *Proceedings International 13<sup>th</sup> Symposium of Superalloys*. New Jersey, 2016, pp. 351–358. DOI: 10.1002/9781119075646.ch38.
21. Engeli R., Etter T., Hovel S., Wegener K. Processability of different IN738LC powder batches by selective laser melting. *Journal Materials Processing Technology*, 2016, vol. 229, pp. 484–491. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.09.046.
22. Lopez-Galilea I., Rutttert B., Theisen W. Integrated HIP-heat treatment of Ni-base superalloys fabricated by SLM. *Euro PM 2018 proceeding*. Shrewsbury, 2018, pp. 1–4.
23. Yang J., Li F., Wang Z., Zeng X. Cracking behavior and control of Rene 104 superalloy produced by direct laser fabrication. *Journal Materials Processing Technology*, 2015, vol. 225, pp. 229–239. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.06.002.
24. Murr L.E., Martinez E., Pan X.M. et al. Microstructures of Rene 142 nickel-based superalloy fabricated by electron beam melting. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61, pp. 4289–4296. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.04.002.
25. Sato Y., Sugisawa K., Aoki D., Yamamura T. Viscosities of Fe–Ni, Fe–Co and Ni–Co binary melts. *Measurement Science and Technology*, 2005, vol. 16, p. 363. DOI: 10.1088/0957-0233/16/2/006.

**Информация об авторах**

**Неруш Святослав Васильевич**, начальник Научно-исследовательского отделения, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Чубов Даниил Григорьевич**, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Капланский Юрий Юрьевич**, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Сухов Дмитрий Игоревич**, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Information about the authors**

**Svyatoslav V. Nerush**, Head of Scientific-Research Bureau, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Daniil G. Chubov**, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Yuri Yu. Kaplanskii**, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Dmitriy I. Suhov**, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 13.02.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 24.02.2025.  
The article was submitted 13.02.2025; approved and accepted for publication after reviewing 24.02.2025.