

Научная статья

УДК 621.791.724

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-15-27

## ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Д.И. Сухов<sup>1</sup>, Ю.Ю. Капланский<sup>1</sup>, А.М. Рогалев<sup>1</sup>, С.Э. Куркин<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.** Исследована структура и свойства синтезированного материала высокохромистого сплава марки ЭП648, полученного селективным лазерным сплавлением. Результаты исследований сплава методами РЭМ, ПЭМ ВР, СПЭМ-ЭДС и дифракции электронов позволили установить образование избыточных фаз нитрида хрома и карбида типа  $Me_{23}C_6$  в никелевой  $\gamma$ -матрице. Проведен комплексный анализ причин образования горячих трещин в исследуемом сплаве. Показано влияние типа штриховки и содержания кислорода в синтезированном материале на долю горячих трещин. Исследована взаимосвязь типа штриховки и механических свойств на растяжение образцов синтезированного материала высокохромистого сплава.

**Ключевые слова:** высокохромистые сплавы, аддитивные технологии, селективное лазерное сплавление, нитриды, карбиды, трещины

**Для цитирования:** Сухов Д.И., Капланский Ю.Ю., Рогалев А.М., Куркин С.Э. Особенности получения высокохромистых сплавов на основе никеля методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2023. № 1 (119). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-15-27.

Scientific article

## THE FEATURES OF PROCESSING Cr-RICH NICKEL BASED ALLOY BY SELECTIVE LASER MELTING

D.I. Sukhov<sup>1</sup>, Yu.Yu. Kaplansky<sup>1</sup>, A.M. Rogalev<sup>1</sup>, S.E. Kurkin<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.** In this paper the structure and mechanical properties of SLM-built EP648 alloy are investigated. The research results of alloy via SEM, HR-TEM allowed detecting CrN particles and  $Me_{23}C_6$  carbides in  $\gamma$ -matrix. The complex analysis of hot cracking in EP648 alloy was done. The effect of scan strategy type and oxygen content on hot crack volume density was shown. The connection between scan strategy type and tensile properties at room temperature was researched.

**Keywords:** Cr-rich nickel based alloy, additive manufacturing, selective laser melting, nitride, carbide, cracks

**For citation:** Sukhov D.I., Kaplansky Yu.Yu., Rogalev A.M., Kurkin S.E. The features of processing Cr-rich nickel based alloy by selective laser melting. *Trudy VIAM*, 2023, no. 1 (119), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-15-27.

### **Введение**

Аддитивные технологии – одна из самых интенсивно развивающихся отраслей мировой и отечественной промышленности [1–3], которая позволяет изготавливать детали сложной формы за один технологический цикл, а также получать материалы с уровнем свойств, превосходящим свойства изделий, получаемых по традиционным технологиям [4].

Одним из наиболее распространенных методов аддитивных технологий является метод селективного лазерного сплавления (СЛС), который заключается в послойном нанесении порошка на платформу построения, выборочном сплавлении порошка лазером согласно текущему слою предварительно подготовленной 3D-модели и повторении этих стадий процесса до полного формирования готовой заготовки детали [5].

За рубежом для метода СЛС применяют как материалы, специально созданные для реализации преимуществ этого нового направления промышленности, так и материалы, разработанные для традиционных технологий. К первым относятся такие материалы, как алюминиевый сплав Scalmalloy [6], бронзы GRCo-84 и GRCo-42 [7], коррозионностойкая сталь Ferrium C64 [8] и др. Ко вторым относятся никелевый сплав Inconel 718 [9], титановый сплав Ti6Al4V [10], сталь 316L [11], кобальтовый сплав Mar-M-509 [12], сплавы на основе интерметаллида титана [13, 14] и др.

В России применяют аналогичный подход. Для метода СЛС применяют как специально разработанные сплавы – например, жаропрочный и коррозионностойкий сплав системы Co–Cr–Ni–W–Ta [15], так и традиционные сплавы – например, никелевый сплав ВЖ159 [16].

Основными дефектами структуры синтезированного материала вышеуказанных сплавов являются несплавления и поры [5]. Однако для ряда сплавов в структуре могут встречаться трещины [17]. Авторы работы [18] показали, что трещины в синтезированном материале по механизму их зарождения бывают двух видов – возникающие в процессе кристаллизации расплава, когда не успевают сойтись фронты кристаллизации друг с другом, и так называемые «горячие» трещины, которые формируются из-за высоких остаточных напряжений в закристаллизованном материале. К образованию трещин склонен ряд сплавов, в частности никелевые сплавы с повышенным содержанием  $\gamma'$ -фазы типа ВЖЛ21 [19], никелевые сплавы типа Hastelloy X [20], а также алюминиевые сплавы типа 6061 и 7075 [21]. Исследованиям процессов формирования трещин и способов борьбы с ними в различных сплавах посвящен ряд работ [17, 21–23]. Например, в работе [17] в качестве способа снижения количества трещин в синтезированном материале указан подогрев плиты построения. В работе [21] для алюминиевых сплавов 6061 и 7075 для получения структуры без трещин частицы порошка покрывали тонким слоем наночастиц Zr, который в процессе синтеза формировал частицы  $Al_3Zr$ , выступающие в качестве центров кристаллизации, тем самым способствуя измельчению зерен и повышению трещиностойкости.

В отечественной практике для метода СЛС применяют высокохромистые сплавы, например сплав ЭП648, исследования структуры и свойств которого опубликованы в ряде работ [24–28]. Данный сплав склонен к образованию трещин в процессе СЛС, которые залечивают методом горячего изостатического прессования [24]. В опубликованных работах по данному сплаву не определены причины формирования трещин, а также не проведен анализ влияния на процесс формирования трещин различных факторов – например, содержания газовых примесей в материале сплава ЭП648.

Опубликованные работы по сплаву ЭП648 в основном посвящены исследованию его структуры и свойств. Авторами неоднократно указывалось, что, благодаря проведению процесса СЛС в среде азота, в структуре синтезированного материала сплава

ЭП648 реализуется нитридное упрочнение, при котором в качестве упрочняющих частиц должны выступать нитриды хрома. Однако ни в одной научно-технической статье не приведены материалы, подтверждающие образование дисперсных частиц нитрида хрома в структуре синтезированного материала сплава ЭП648. В статьях также приведены результаты исследования механических свойств синтезированного материала сплава ЭП648 в различных направлениях, однако перспективным представляется провести сравнение значений механических свойств при применении различных стратегий сканирования.

Цель данной работы – исследование особенностей получения синтезированного материала высокохромистого сплава методом СЛС, в частности выявление причин и факторов, влияющих на образование трещин, исследование структуры синтезированного материала методами просвечивающей электронной микроскопии и определение влияния стратегии сканирования на механические свойства синтезированного материала при комнатной температуре.

### Материалы и методы

В качестве материала для исследований выбран литейный жаропрочный высокохромистый никелевый сплав марки ЭП648 следующего химического состава:

Элемент	Ni	Cr	Al	Mo	Nb	W	Ti	C
Содержание элемента, % (по массе)	Основа	32,0–35,0	0,5–1,1	2,3–3,3	0,5–1,1	4,3–5,3	0,5–1,1	≤0,1

Слитки сплава, выплавленные в вакуумно-индукционной печи, использовали в качестве шихтовых заготовок для проведения процесса получения металлопорошковых композиций методом газовой атомизации расплава на установке HERMIGA 10/100 VI. Рассев порошка по фракциям осуществляли с использованием ситового анализатора А20/4 на базе вибропривода ВП 50. С целью повышения равномерности нанесения рекоатером порошкового слоя на плиту построения проводили отделение тонкой фракции (<10 мкм) из общей массы порошка на газодинамическом сепараторе установки HERMIGA 10/100 VI. Для получения синтезированного материала использовали металлопорошковую композицию с основной фракцией 10–63 мкм. Процесс СЛС порошка проводили в установке ConceptLaser M2 Dual (Германия). Использовали два типа штриховки – шахматную и сплошную. Синтезированный материал обрабатывали по следующей схеме пост-обработки: горячее изостатическое прессование (ГИП) + термическая обработка (старение) (ТО). Газостатическую обработку (ГИП) проводили в газостате «Квинтус-16» фирмы ASEA (Швеция).

Оценку объемной доли трещин проводили на изображениях, полученных на оптическом комплексе Olympus G53, с использованием программы ImageJ. Изображения получали в двух направлениях – перпендикулярно (XZ) и параллельно (XY) оси построения. Микроструктуру синтезированного материала после СЛС и пост-обработки изучали на растровом электронном микроскопе (РЭМ). Тонкую структуру синтезированного материала в состоянии СЛС + ГИП изучали методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и дифракции электронного луча на микроскопе TECNAI™ G2 F20 с полевой эмиссией (фирма Thermo Fisher Scientific, США). Элементный состав фаз определяли методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС) в режиме сканирующего просвечивающего электронного микроскопа (СПЭМ). Ультратонкие фольги для ПЭМ изготавливали на установке методом ионного травления.

Испытания образцов проводили по стандартным методикам. Образцы для проведения испытаний изготавливали в направлении  $XZ$ .

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

### Результаты и обсуждение

#### *Исследования материала после селективного лазерного сплавления*

Структура синтезированного материала высокохромистого никелевого сплава в сечении  $XZ$  состояла из вытянутых в направлении теплоотвода (вдоль оси  $Z$ ) зерен и закристаллизованных ванн расплава размером 60–120 мкм (рис. 1, *a*). Размер зерен в плоскости  $XZ$  составлял 30–80 мкм в ширину и 170–400 мкм в длину, т. е. структурообразование в исследуемом сплаве при лазерном сплавлении порошкового слоя сопровождалось эпитаксиальным ростом зерен через несколько ванн расплава перпендикулярно плите построения. При более высоком разрешении (рис. 1, *б–г*) показано, что наблюдаемые ванны расплава фрагментированы на субзерна с ячеистой структурой, образованной колониями сонаправленных столбчатых кристаллов  $\gamma$ -фазы. При этом субзерна в пределах одной ванны расплава имели различную ориентацию кристаллов матричной фазы (рис. 1, *в*). Размер  $\gamma$ -кристаллов составлял 2–3 мкм в поперечном сечении (ячеек) и до 10 мкм в продольном сечении. Причиной разориентировки колоний сонаправленных кристаллов  $\gamma$ -фазы в пределах одной ванны расплава, по-видимому, являются локальные изменения направления теплопередачи на дне ванны расплава, связанные со стратегией лазерного сканирования и смещением треков между слоями относительно исходного положения. Ячеистая структура субзерен образовывалась вследствие неравновесных условий кристаллизации, характерных для высоких скоростей охлаждения  $\sim 10^6$  К/с расплава при СЛС, которые также приводят к микросегрегациям тяжелых элементов (Mo, W, Nb) и, предположительно, кислорода по границам ячеек.

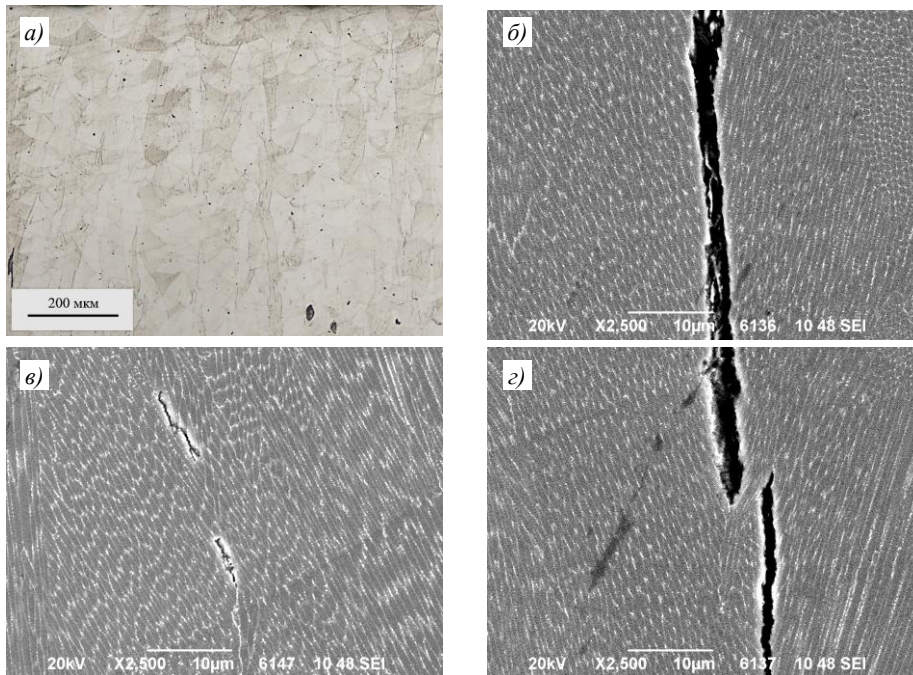


Рис. 1. Микроструктура высокохромистого сплава, полученного методом селективного лазерного сплавления (РЭМ): *a* – общий вид; *б, г* – трещины в структуре; *в* – вид ячеек кристаллизации

Основной проблемой применения исследуемого сплава для технологии СЛС являлось образование горячих трещин с раскрытием 1–5 мкм, локализованных по границам субзерен (рис. 1, б–г), как следствие высоких термических и усадочных напряжений. Горячие трещины имели преимущественно интеркристаллитный характер распространения вдоль ячеек и границ зерен через несколько слоев синтезированного материала в направлении построения. Восприимчивость сплава к образованию горячих трещин, по-видимому, вызвана микросегрегациями карбидообразующих элементов (хрома, молибдена и вольфрама) вдоль границ ячеек и субзерен. Кроме того, на образование трещин в высоколегированных сплавах существенное влияние может оказывать стратегия сканирования и содержание растворенного кислорода.

Результаты анализа влияния содержания кислорода в металле на объемную долю трещин в структуре синтезированного материала высокохромистого сплава, изготовленного с применением двух типов штриховок – шахматной и сплошной, представлены на рис. 2.

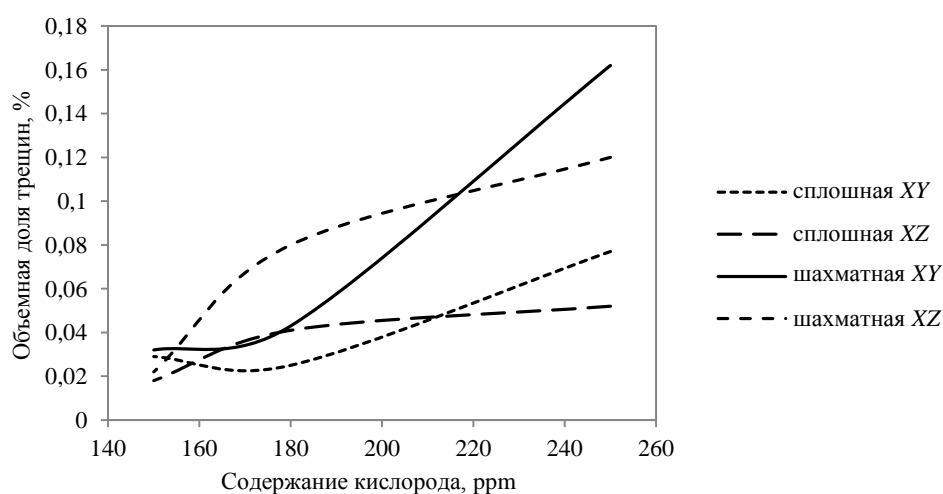


Рис. 2. Объемная доля трещин в зависимости от типа штриховки и содержания кислорода в синтезированном материале

Независимо от ориентации образцов на плите построения и стратегии сканирования кривые зависимости доли трещин от содержания кислорода в синтезированном материале носят идентичный характер.

Значительно больше трещин при высоких значениях содержания кислорода наблюдается в образцах, изготовленных с применением шахматной штриховки – в 2 раза больше для обоих направлений. При высоких значениях содержания кислорода также наблюдаются более высокие показатели объемной доли трещин в направлении XY, чем в направлении XZ.

При содержании кислорода ~150 ppm практически нивелируются различия в объемной доле трещин между образцами, изготовленными с применением различных штриховок. Можно наблюдать одинаково минимальные значения объемной доли трещин в обоих направлениях синтеза, при этом разница между направлениями сохраняется. Вероятно, это предельно низкое содержание трещин в металле для данного высокохромистого сплава.

Проведенные исследования позволяют сделать вывод о том, что при изготовлении синтезированного материала из высокохромистого сплава необходимо минимизировать содержание кислорода в металле, которое складывается из кислорода в металлопорошковой

композиции и в проточной атмосфере рабочей среды установки (азота или аргона). Предположительно, негативное влияние кислорода обусловлено его микросегрегацией по границам ячеек, что снижает их прочность.

*Исследования материала в состоянии после ГИП и ТО*

Материал после ГИП и ТО имеет зеренную структуру с гетерофазной матрицей, состоящей из  $\gamma$ -твердого раствора, упрочненного пластинчатыми выделениями  $\alpha$ -Cr и карбидами (рис. 3, а, б). Распределение частиц  $\alpha$ -Cr размером до 1 мкм в теле зерен равномерное. Карбиды различного состава (по композиционному контрасту) и преимущественно неправильной формы расположены в теле зерен, образуя цепочки выделений. Размер карбидов доходит до 4 мкм (рис. 3, в, г). В матрице также расположены округлые частицы – предположительно нитриды (рис. 3, д, е).

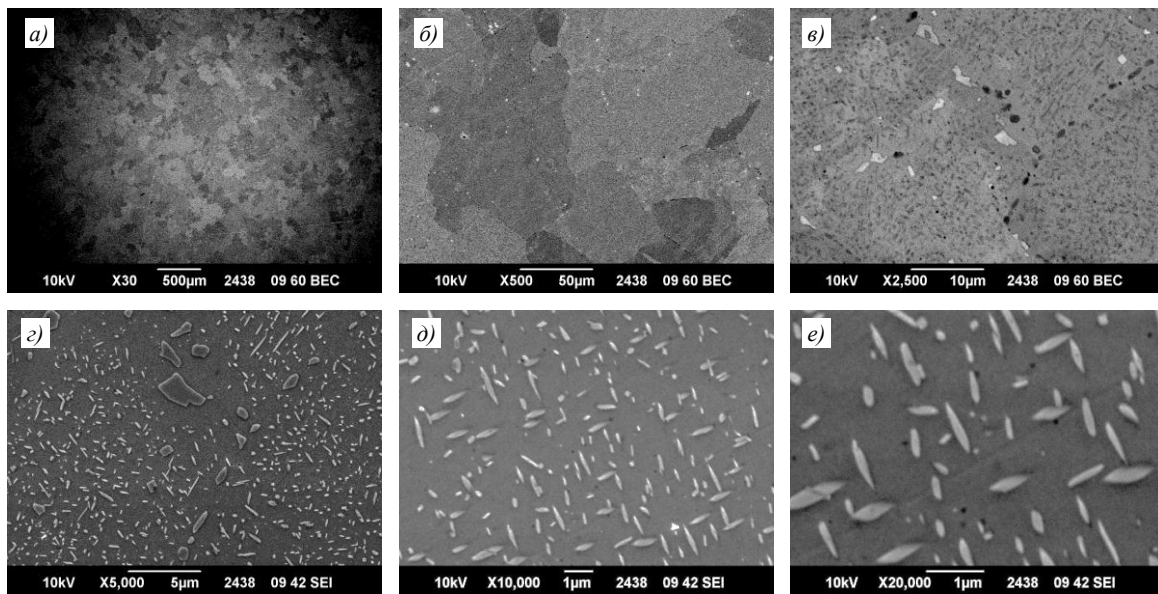


Рис. 3. Микроструктура образца высокохромистого сплава после горячего изостатического прессования и термической обработки: а, б – общий вид; в–е – строение границ зерен и распределение дисперсных фаз

Для изучения комбинированного влияния ГИП и ТО на эволюцию структуры синтезированного материала высокохромистого сплава провели ПЭМ высокого разрешения (ВР) исследования ультратонких фольг. Структура синтезированного материала подробно исследована в работе [29].

На рис. 4 показаны структурные особенности исследуемого сплава в состоянии СЛС + ГИП + ТО, наблюдаемые при кристаллографической ориентации матричной фазы вдоль направлений  $\langle 011 \rangle$  и  $\langle 001 \rangle$  для ГЦК-решетки. Внутри матричной  $\gamma$ -фазы наблюдались сонаправленные в пределах одного зерна игольчатые выделения  $\alpha$ -Cr длиной до 1,5 мкм и нитридов хрома размером  $< 0,4$  мкм (рис. 4, а). Результаты СПЭМ-ЭДС анализа состава структурных составляющих сплава показали, что игольчатые выделения (спектр 3, рис. 5) характеризуются повышенным содержанием никеля и алюминия относительно предполагаемого нитрида (спектр 4, рис. 5). Результаты анализа параметров кристаллической решетки игольчатых выделений методом дифракции электронного луча (рис. 4, д) подтвердили их соответствие  $\alpha$ -Cr с периодом 0,2861 нм. Несоответствие  $\sim 0,8$  % между измеренным и табличным (ICDD PDF-2 01-073-2771 –  $a = 0,2885$  нм) значениями периода решетки выделений  $\alpha$ -Cr вызвано отклонением их

состава от стехиометрического. Растворение атомов никеля в решетке хрома, по-видимому, повышает их сродство к матричной фазе и способствует преимущественному росту плоскостей кристалла  $\alpha$ -Cr  $\{011\}$  по плоскостям  $\{111\}_\gamma$ , имеющим наибольшее структурное соответствие, что объясняет их преимущественную ориентацию в матричной фазе.

*In-situ* образование нитрида хрома в сплаве при лазерном сплавлении порошкового слоя подтверждают электронограммы (рис. 4, *е, жс*), полученные от характерных структурных составляющих из областей анализа, обозначенных номерами 3 и 4 на рис. 4, *а*. Рассчитанный период ГЦК-решетки  $\gamma$ -фазы с учетом индексов Миллера и межплоскостных расстояний составил 0,3525 нм (рис. 4, *е*). По данным электронограммы (рис. 4, *жс*), образующиеся частицы CrN с периодом ГЦК-решетки, равным 0,3973 нм (ICDD PDF-2 01-074-8390,  $a = 0,4135$  нм), когерентны  $\gamma$ -фазе, о чем свидетельствует совпадение векторов направлений их атомных плоскостей. Когерентная связь между кристаллическими решетками нитрида и никелевой матрицы описывается ориентационным соотношением  $\{011\}\langle 001\rangle_{\text{CrN}} \parallel \{011\}\langle 001\rangle_\gamma$ , установленным на основании электронограмм, снятых с рассматриваемых фаз (рис. 4, *е, жс*).

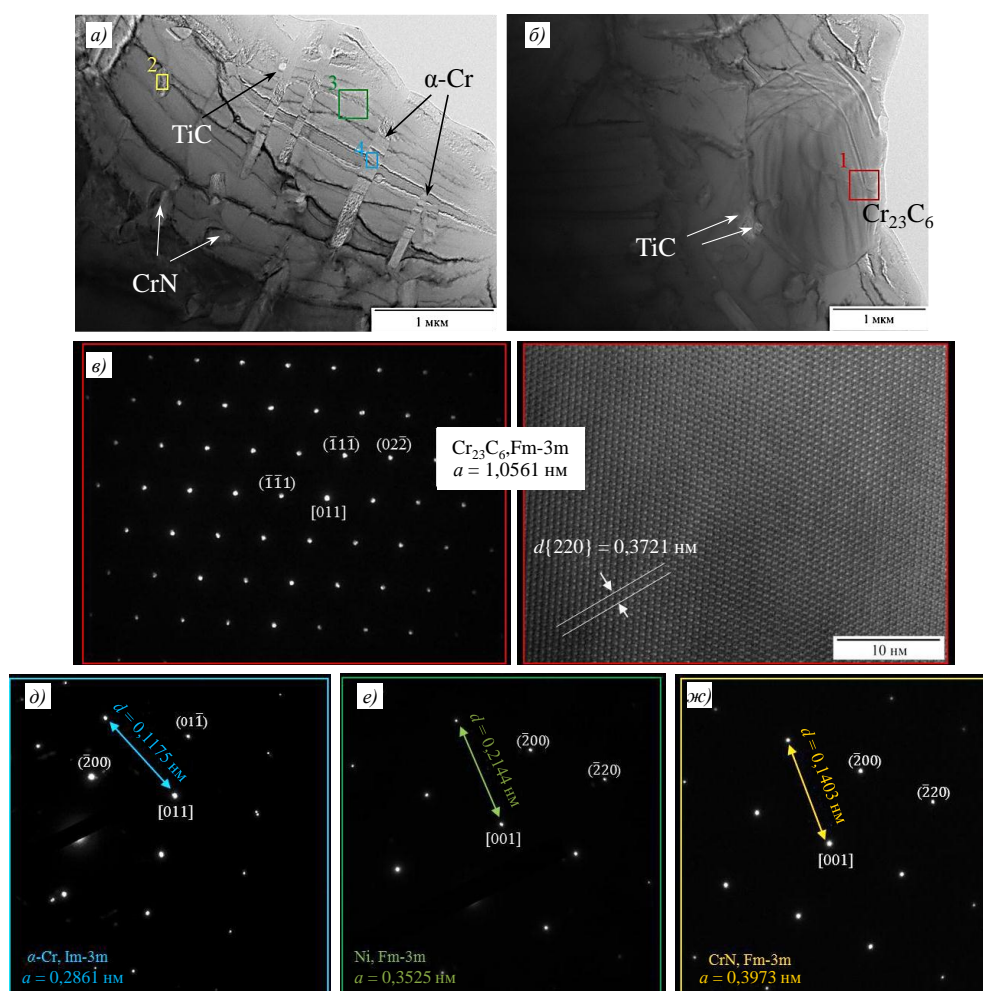
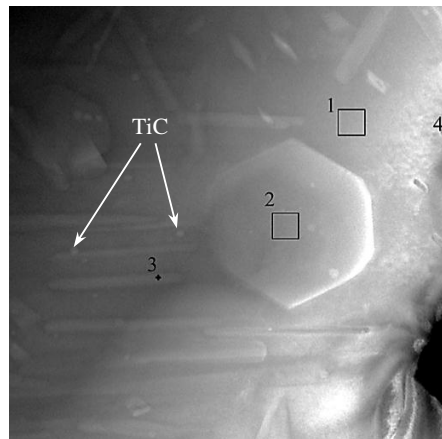


Рис. 4. Структурные особенности сплава в состоянии СЛС + ГИП + ТО: *а, б* – ПЭМ изображение микроструктуры сплава вдоль оси зоны  $[001]$  (Ni); *в* – электронограмма от карбида  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  вдоль оси зоны  $[011]$ ; *г* –  $[011]$  ПЭМ ВР изображение атомной структуры карбида  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ; *д* – электронограмма от  $\alpha$ -Cr вдоль оси зоны  $[011]$ ; *е* – электронограмма от матрицы (Ni) вдоль оси зоны  $[001]$ ; *жс* – электронограмма от частицы CrN вдоль оси зоны  $[001]$

Известно [30–32], что мелкодисперсные когерентные выделения второй фазы, образующиеся в результате распада пересыщенных твердых растворов, способствуют дисперсионному твердению сплавов путем торможения и/или блокировки скользящих дислокаций и повышают сопротивление ползучести при воздействии внешней нагрузки. Поэтому ожидается значительный рост термомеханических свойств синтезированного материала высокохромистого сплава [29] вследствие выделения в  $\gamma$ -матрице когерентных выделений CrN. При этом эффект дисперсионного твердения сплава будет наблюдаться вплоть до температур растворения вторых фаз, в том числе игольчатых выделений  $\alpha$ -Cr. Кроме того, высокий уровень механических свойств [29] исследуемого сплава во многом достигается благодаря реализации механизма твердорастворного упрочнения  $\gamma$ -фазы при содержании в ней хрома  $\sim 32,6$  % (по массе) (спектр 1, рис. 5).

Образование карбида хрома типа  $Me_{23}C_6$  вдоль границ зерен  $\gamma$ -фазы в сплаве после СЛС + ГИП + ТО (рис. 4, б) подтверждают полученные с частицы (зона 1, рис. 4, б) электронограмма и ПЭМ ВР изображение атомно-кристаллической структуры вдоль направления [011], представленные на рис. 4, в, г. Период ГЦК-решетки карбида хрома составлял 1,0561 нм. Отклонение параметров решетки  $Cr_{23}C_6$  от табличных значений ( $a = 1,06599$  нм, ICDD PDF-2 00-035-0783) могло быть вызвано растворением в его решетке атомов Ni и легирующих элементов W, Mo и Al (спектр 2, рис. 5), а также локальными деформациями. Следует отметить потерю когерентности между решетками карбида и  $\gamma$ -фазы после проведения ГИП и ТО, характерную для наночастиц  $Cr_{23}C_6$  в исходном синтезированном материале [29]. Это связано с ростом карбида до некоторого критического размера, когда компенсация несоответствия кристаллических решеток между  $Me_{23}C_6$  и  $\gamma$ -фазой за счет упругих деформаций становится энергетически невыгодной и несоответствие решеток компенсируется дислокационным полем на межфазной границе.



Спектр	Содержание элементов, % (по массе)					
	Ni	Cr	Mo	W	Al	Ti
1	60,8	32,6	1,7	2,1	1,8	1,1
2	6,0	83,5	4,2	5,4	1,0	–
3	15,5	77,7	2,5	2,4	1,8	–
4	6,2	87,5	2,7	2,8	0,9	–

Рис. 5. Состав фаз, определенный СПЭМ-ЭДС анализом, в синтезированном материале сплава ЭП648

Результаты испытаний образцов из синтезированного материала высокохромистого сплава, изготовленных с применением шахматной и сплошной штриховок, приведены в таблице.

**Механические свойства синтезированного материала  
высокохромистого сплава при комнатной температуре**

Тип штриховки	$E$ , ГПа	$\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\delta_5$ , %	$\psi$ , %
Шахматная	196±4	1150±20	700±20	26±3	30±6
Сплошная	203±4	1160±20	680±20	26±3	25±6

В материале после ГИП и ТО не наблюдается разницы в механических свойствах при комнатной температуре для образцов, изготовленных с применением различного типа штриховок. Поэтому можно сделать вывод, что тип штриховки не влияет на кратковременные механические свойства синтезированного материала высокохромистого сплава. Однако такое влияние может быть выявлено при проведении других видов испытаний – в частности, усталостных.

На рис. 6 приведены изображения структуры синтезированного материала после испытаний на растяжение.

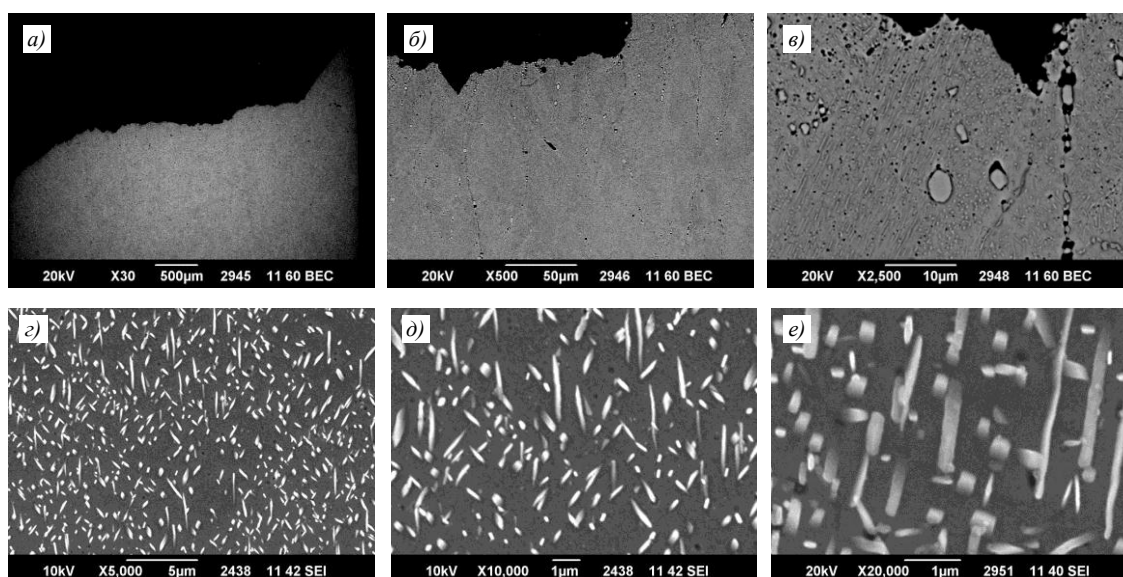


Рис. 6. Микроструктура рабочей части образца синтезированного материала вблизи места разрушения: а, б – общий вид; в–е – строение границ зерен и распределение дисперсных фаз

Из изображений на рис. 6, б, в видно, что разрушение материала происходило преимущественно по границам зерен. Частицы упрочняющей фазы частично текстурированы и приобрели направление, параллельное оси нагружения образца.

**Заключения**

Установлено влияние типа штриховки и содержания кислорода на объемную долю трещин в структуре синтезированного материала высокохромистого сплава. Для значений содержания кислорода >170 ppm наблюдается значительная разница в объемной доле трещин – в образцах, изготовленных с применением шахматной штриховки, трещин в 2 раза больше, чем в образцах, изготовленных с применением сплошной штриховки.

Уменьшение содержания кислорода снижает объемную долю трещин в образцах, изготовленных с применением обоих типов штриховки до предельно низких значений при содержании кислорода 150 ppm, при этом нивелируется разница в типе штриховки.

Негативное влияние кислорода, по-видимому, обусловлено его микросегрегацией по границам ячеек, обогащенных молибденом и ниобием, вследствие неравновесных условий кристаллизации ванн расплава при СЛС.

Предположительная причина образования трещин – карбиды типа  $M_{23}C_6$ , образующиеся при кристаллизации ванн расплава и выступающие в качестве сдерживающей силы, препятствующей схождению берегов трещин при формировании синтезированного материала высокохромистого сплава.

Результаты проведенных исследований сплава методами РЭМ, ПЭМ ВР, СПЭМ-ЭДС и дифракции электронов подтвердили образование когерентных частиц нитрида хрома в объеме зерен  $\gamma$ -фазы и карбида типа  $Me_{23}C_6$  вдоль границ зерен.

Тип штриховки не влияет на кратковременные механические свойства синтезированного материала высокохромистого сплава. Однако такое влияние может быть выявлено при проведении других видов испытаний – в частности, усталостных.

*Работы (исследования) выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (Соглашение № 075-11-2021-085 от 22.12.2021).*

#### Список источников

1. Market Research Future, Global Aerospace Additive Manufacturing Market Research Report – Forecast 2016–2021. URL: <https://www.marketresearchfuture.com/reports/aerospace-additive-manufacturingmarket-1551> (дата обращения: 01.04.2022).
2. Campbell T.A., Ivanova O.S. Additive manufacturing as a disruptive technology: implications of three-dimensional printing // *Technology & Innovation*. 2013. Vol. 15. No. 1. P. 67–79. DOI: 10.3727/194982413x13608676060655.
3. Gebler M., Schoot Uiterkamp A.J.M., Visser C. A global sustainability perspective on 3D printing technologies // *Energy Policy*. 2014. Vol. 74 (C). P. 158–167. DOI: 10.1016/j.enpol.2014.08.033.
4. 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.
5. Yadroitsev I., Yadroitsava I., Du Plessis A. Basics of laser powder bed fusion // *Fundamentals of Laser Powder Bed Fusion of Metals*. Elsevier, 2021. P. 15–38. DOI: 10.1016/B978-0-12-824090-8.00024-X.
6. Scalmalloy. URL: <https://www.apworks.de/scalmalloy> (дата обращения: 04.04.2022).
7. Katsarelis C., Chen P., Gradl P. et al. Additive Manufacturing of NASA HR-1 Material for Liquid Rocket Engine Component Applications, JANNAF. 2019. URL: <https://ntrs.nasa.gov/search.jsp?R=20200001007> (дата обращения: 04.04.2022).
8. Ferrium C64 // *Carpenter Technology*. Available at: <https://www.carpentertechnology.com/alloy-finder/ferrium-c64> (дата обращения: 09.12.2022).
9. Deng D., Peng R. L., Brodin H., Moverare J. Microstructure and mechanical properties of Inconel 718 produced by selective laser melting: sample orientation dependence and effects of post heat treatments // *Materials Science & Engineering A*. 2018. Vol. 713. P. 294–306. DOI: 10.1016/j.msea.2017.12.043.
10. Vrancken B., Thijs L., Kruth J.-P., Humbeeck J.V. Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting: Microstructure and mechanical properties // *Journal of Alloys Compound*. 2012. Vol. 541. P. 177–185.
11. Li R., Liu J., Shi Yu. et al. 316L Stainless Steel with Gradient Porosity Fabricated by Selective Laser Melting // *Journal of Materials, Engineering and Performance*. 2009. Vol. 19. No. 5. P. 667–671.
12. Ferreri N.C., Ghorbanpour S., Bhowmik S. et al. Effects of build orientation and heat treatment on the evolution of microstructure and mechanical properties of alloy Mar-M-509 fabricated via laser powder bed fusion // *International Journal of Plasticity*. 2019. Vol. 121. P. 116–133.
13. Panin P.V., Zavadov A.V., Lukina E.A. Effect of thermal exposure on microstructure evolution and mechanical properties of cast beta-solidifying TiAl-based alloy doped with Gd // *Intermetallics*. 2022. Vol. 145. Art. 107534. DOI: 10.1016/j.intermet.2022.107534.
14. Panin P.V., Bogachev I.A., Lukina E.A. Production and investigation of powders for additive synthesis from a new beta-solidifying TiAl-based alloy // *Journal of Physics: Conference Series*. 2021. Vol. 2144. Art. 012004. DOI: 10.1088/1742-6596/2144/1/012004.
15. Асланян Г.Г., Сухов Д.И., Мазалов П.Б., Сульянова Е.А. Фрактографическое исследование образцов сплава системы Co–Cr–Ni–W–Ta, полученных методом селективного лазерного сплавления // *Труды ВИАМ*. 2019. № 4 (76). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.07.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-4-3-10.

16. 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 (43). С. 3–7. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-3-7.
17. Zhang B., Li Y., Bai Q. Defect Formation Mechanisms in Selective Laser Melting: A Review // *Chinese Journal of Mechanical Engineering*. 2017. Vol. 30. P. 515–527. DOI: 10.1007/s10033-017-0121-5.
18. Ghoussoub J.N., Tang Y.T., Dick-Clerand W.J.B. et al. On the Influence of Alloy Composition on the Additive Manufacturability of Ni-Based Superalloys // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2022. Vol. 53A. P. 962–983. DOI: 10.1007/s11661-021-06568-z.
19. Sukhov D.I., Petrushin N.V., Zaitsev D.V., Tikhonov M.M. Features of VZHL21 Nickel-base Superalloy Structure Formation During Selective Laser Melting, Vacuum Heat Treatment and Hot Isostatic Compaction // *Metallurgist*. 2019. Vol. 63. No. 3–4. P. 409–421.
20. Marchese G. Study of the Microstructure and Cracking Mechanisms of Hastelloy X Produced by Laser Powder Bed Fusion // *Materials*. 2018. Vol. 11 (1). P. 106. DOI: 10.3390/ma11010106.
21. Martin J.H., Yahata B.D., Hundley J.M. et al. 3D printing of high-strength aluminum alloys // *Nature*. 2017. Vol. 549. P. 365–369.
22. Vrancken B. Influence of Process Parameters and Alloy Composition on Crack Mitigation in Selective Laser Melting. URL: <https://www.osti.gov> (дата обращения: 04.04.2022).
23. Sabzi H.E., Maeng S., Liang X. et al. Controlling crack formation and porosity in laser powder bed fusion: Alloy design and process optimisation // *Additive Manufacturing*. 2020. Vol. 34. Art. 101360. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101360.
24. Евгенов А.Г., Сухов Д.И., Неруш С.В., Рогалев А.М. Механические свойства и структура сплава системы Ni–Cr–W–Mo–Al–Ti–Nb, получаемого методом селективного лазерного сплавления // *Технология машиностроения*. 2016. № 3. С. 5–9.
25. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Мазалов И.С., Шуртаков С.В., Зайцев Д.В., Прагер С.М. Структура и свойства синтезированных методом селективного лазерного сплавления сплавов ЭП648 и ВЖ159 после имитационных отжигов // *Материаловедение*. 2020. № 6. С. 3–10.
26. Евгенов А.Г., Рогалев А.М., Неруш С.В., Мазалов И.С. Исследование свойств сплава ЭП648, полученного методом селективного лазерного сплавления металлических порошков // *Труды ВИАМ*. 2015. № 2. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.07.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-2-2-2.
27. 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.
28. Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Медведев П.Н., Зайцев Д.В., Рогалев А.М. Особенности формирования структурно-фазового состояния сплава ЭП648 при селективном лазерном сплавлении // *Труды ВИАМ*. 2021. № 8 (102). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.07.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-8-3-11.
29. Оспенникова О.Г., Мин П.Г., Рогалев А.М., Вадеев В.Е. Исследование химического состава, структуры и механических свойств сплава ЭП648, полученного методами деформации, литья по выплавляемым моделям и селективного лазерного сплавления // *Вопросы материаловедения*. 2020. № 1 (101). С. 44–54. DOI: 0.22349/1994-6716-2020-101-1-44-54.
30. Zhang J.-S. Creep of Second Phase Particles Strengthened Materials // *High Temperature Deformation and Fracture of Materials*. Elsevier, 2010. P. 3–13. DOI: 10.1533/9780857090805.1.3.
31. Baik S.I., Wang S.Y., Liaw P.K., Dunand D.C. Increasing the creep resistance of Fe–Ni–Al–Cr superalloys via Ti additions by optimizing the B2/L21 ratio in composite nano-precipitates // *Acta Materialia*. 2018. Vol. 157. P. 142–154. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.07.025.
32. Smallman R.E., Ngan A.H.W. *Modern Physical Metallurgy: Eighth Edition*. Elsevier Inc., 2013. 697 p. DOI: 10.1016/C2011-0-05565-5.

### References

1. *Market Research Future, Global Aerospace Additive Manufacturing Market Research Report – Forecast 2016–2021*. Available at: <https://www.marketresearchfuture.com/reports/aerospace-additive-manufacturingmarket-1551> (accessed: April 01, 2022).

2. Campbell T.A., Ivanova O.S. Additive manufacturing as a disruptive technology: implications of three-dimensional printing. *Technology & Innovation*, 2013, vol. 15, no. 1, pp. 67–79. DOI: 10.3727/194982413x13608676060655.
3. Gebler M., Schoot Uiterkamp A.J.M., Visser C. A global sustainability perspective on 3D printing technologies. *Energy Policy*, 2014, vol. 74 (C), pp. 158–167. DOI: 10.1016/j.enpol.2014.08.033.
4. 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.
5. Yadroitsev I., Yadroitsava I., Du Plessis A. Basics of laser powder bed fusion. *Fundamentals of Laser Powder Bed Fusion of Metals*. Elsevier, 2021, pp. 15–38. DOI: 10.1016/B978-0-12-824090-8.00024-X.
6. *Scalmalloy*. Available at: <https://www.apworks.de/scalmalloy> (accessed: 04.04.2022).
7. Katsarelis C., Chen P., Gradl P. et al. *Additive Manufacturing of NASA HR-1 Material for Liquid Rocket Engine Component Applications*. Available at: <https://ntrs.nasa.gov/search.jsp?R=20200001007> (accessed: April 04, 2022).
8. *Ferrium C64*. Available at: <https://www.carpentertechnology.com/alloy-finder/ferrium-c64> (accessed: December 09, 2022).
9. Deng D., Peng R. L., Brodin H., Moverare J. Microstructure and mechanical properties of Inconel 718 produced by selective laser melting: sample orientation dependence and effects of post heat treatments. *Materials Science & Engineering A*, 2018, vol. 713, pp. 294–306. DOI: 10.1016/j.msea.2017.12.043.
10. Vrancken B., Thijs L., Kruth J.-P., Humbeek J.V. Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting: Microstructure and mechanical properties. *Journal of Alloys Compound*, 2012, vol. 541, pp. 177–185.
11. Li R., Liu J., Shi Yu. et al. 316L Stainless Steel with Gradient Porosity Fabricated by Selective Laser Melting. *Journal of Materials, Engineering and Performance*, 2009, vol. 19, no. 5, pp. 667–671.
12. Ferreri N.C., Ghorbanpour S., Bhowmik S. et al. Effects of build orientation and heat treatment on the evolution of microstructure and mechanical properties of alloy Mar-M-509 fabricated via laser powder bed fusion. *International Journal of Plasticity*, 2019, vol. 121, pp. 116–133.
13. Panin P.V., Zavadov A.V., Lukina E.A. Effect of thermal exposure on microstructure evolution and mechanical properties of cast beta-solidifying TiAl-based alloy doped with Gd. *Intermetallics*, 2022, vol. 145, art. 107534. DOI: 10.1016/j.intermet.2022.107534.
14. Panin P.V., Bogachev I.A., Lukina E.A. Production and investigation of powders for additive synthesis from a new beta-solidifying TiAl-based alloy. *Journal of Physics: Conference Series*, 2021, vol. 2144, art. 012004. DOI: 10.1088/1742-6596/2144/1/012004.
15. Aslanian G.G., Sukhov D.I., Mazalov P.B., Sulyanova E.A. Fractographic study of Co–Cr–Ni–W–Ta alloy samples obtained by selective laser melting. *Trudy VIAM*, 2019, no. 4 (76), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 01, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-4-3-10.
16. 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.
17. Zhang B., Li Y., Bai Q. Defect Formation Mechanisms in Selective Laser Melting: A Review. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2017, vol. 30, pp. 515–527. DOI: 10.1007/s10033-017-0121-5.
18. Ghossoub J.N., Tang Y.T., Dick-Clerand W.J.B. et al. On the Influence of Alloy Composition on the Additive Manufacturability of Ni-Based Superalloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2022, vol. 53A, pp. 962–983. DOI: 10.1007/s11661-021-06568-z.
19. Sukhov D.I., Petrushin N.V., Zaitsev D.V., Tikhonov M.M. Features of VZhL21 Nickel-base Superalloy Structure Formation During Selective Laser Melting, Vacuum Heat Treatment and Hot Isostatic Compaction. *Metallurgist*, 2019, vol. 63, no. 3–4, pp. 409–421.
20. Marchese G. Study of the Microstructure and Cracking Mechanisms of Hastelloy X Produced by Laser Powder Bed Fusion. *Materials*, 2018, vol. 11 (1), pp. 106. DOI: 10.3390/ma11010106.

21. Martin J.H., Yahata B.D., Hundley J.M. et al. 3D printing of high-strength aluminum alloys. *Nature*, 2017, vol. 549, pp. 365–369.
22. Vrancken B. *Influence of Process Parameters and Alloy Composition on Crack Mitigation in Selective Laser Melting*. Available at: <https://www.osti.gov> (accessed: April 04, 2022).
23. Sabzi H.E., Maeng S., Liang X. et al. Controlling crack formation and porosity in laser powder bed fusion: Alloy design and process optimisation. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 34, art. 101360. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101360.
24. Evgenov A.G., Sukhov D.I., Nerush S.V., Rogalev A.M. Mechanical properties and structure of an alloy of the Ni–Cr–W–Mo–Al–Ti–Nb system obtained by selective laser alloying. *Tekhnologiya mashinostroyeniya*, 2016, no. 3, pp. 5–9.
25. Kablov E.N., Evgenov A.G., Mazalov I.S., Shurtakov S.V., Zaitsev D.V., Prager S.M. Structure and properties of EP648 and VZh159 alloys synthesized by selective laser melting after simulation annealing. *Materialovedenie*, 2020, no. 6, pp. 3–10.
26. Evgenov A.G., Rogalev A.M., Nerush S.V., Mazalov I.S. A study of properties of EP648 alloy manufactured by the selective laser sintering of metal powders. *Trudy VIAM*, 2015, no. 2, paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 01, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-2-2-2.
27. 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.
28. Ospennikova O.G., Naprienko S.A., Medve-dev 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: July 01, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-8-3-11.
29. Ospennikova O.G., Min M.G., Rogalev A.M., Vadeev V.E. On the chemical composition, structure and mechanical properties of alloy EP648 fabricated by deformation, project die casting and selective laser melting. *Voprosy Materialovedeniya*, 2020, no. 1 (101), pp. 44–54. DOI: 10.22349/1994-6716-2020-101-1-44-54.
30. Zhang J.-S. Creep of Second Phase Particles Strengthened Materials. High Temperature Deformation and Fracture of Materials. Elsevier, 2010, pp. 3–13. DOI: 10.1533/9780857090805.1.3.
31. Baik S.I., Wang S.Y., Liaw P.K., Dunand D.C. Increasing the creep resistance of Fe–Ni–Al–Cr superalloys via Ti additions by optimizing the B2/L21 ratio in composite nano-precipitates. *Acta Materialia*, 2018, vol. 157, pp. 142–154. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.07.025.
32. Smallman R.E., Ngan A.H.W. *Modern Physical Metallurgy*: Eighth Edition. Elsevier Inc., 2013, 697 p. DOI: 10.1016/C2011-0-05565-5.

#### Информация об авторах

**Сухов Дмитрий Игоревич**, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Капланский Юрий Юрьевич**, ведущий инженер, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Рогалев Алексей Михайлович**, заместитель начальника лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Куркин Сергей Эдуардович**, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

#### Information about the authors

**Dmitry I. Sukhov**, Chief Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Yury Yu. Kaplansky**, Leading Engineer, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Aleksey M. Rogalev**, Deputy Head of Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Sergey E. Kurkin**, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

Статья поступила в редакцию 08.12.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 14.12.2022.

The article was submitted 08.12.2022; approved and accepted for publication after reviewing 14.12.2022.