

УДК 669.018.44:669.245

П.Н. Медведев¹, А.И. Гуляев¹

**АНАЛИЗ ПРОСТРАНСТВЕННОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ТРЕЩИН
В ЖАРОПРОЧНОМ НИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ,
ИЗГОТОВЛЕННОМ ПО ТЕХНОЛОГИИ СЛС**

DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-12-18

Исследованы образцы жаропрочного никелевого сплава ЖС6К-ВИ, полученные методом селективного лазерного сплавления, на которых выявлены сетки трещин при определенных режимах процесса. Проведен анализ характера распределения ориентации трещин в плоскости построения образца, а также анализ остаточных напряжений и текстурного состояния образцов. Анализ причин ориентированного характера образований трещин показал, что основным фактором является градиент температурного поля вдоль границы трека, а также перераспределение остаточных напряжений.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление (СЛС), никелевые сплавы, трещины, обработка изображений, скелетизация, остаточные напряжения.

P.N. Medvedev¹, A.I. Gulyaev¹

**ANALYSIS OF THE SPATIAL DISTRIBUTION OF CRACKS
IN A HEAT-RESISTANT NICKEL ALLOY
MANUFACTURED USING SLM TECHNOLOGY**

The samples of the heat-resistant nickel alloy ZhS6K-VI, obtained by the method of selective laser alloying, on which cracks grids were detected under certain modes of the process, were investigated. The analysis of the distribution of orientation of cracks in the plane of sample construction is carried out. The analysis of the residual stresses and the texture state of the samples. An analysis of the reasons for the oriented nature of the formation of cracks showed that the main factor is the gradient of the temperature field along the track border, as well as the redistribution of residual stresses.

Keywords: selective laser melting (SLM), nickel alloys, cracks, image processing, skeletonization, residual stress.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Технология селективного лазерного сплавления (СЛС) металлических материалов является перспективной для применения в авиационной промышленности [1–3]. При получении образцов и деталей методом СЛС микроструктура сильно отличается от той, что получается традиционными методами металлургии и последующей обработки [4, 5]. Микроструктура и механические свойства сильно зависят от таких условий получения образца, как: мощность лазера, скорость прохождения луча, межтрековое расстояние, направление построения образца и др. [6–9]. Вследствие формирования кристаллографической текстуры в образцах наблюдается высокая анизотропия механических свойств [10–13]. В работе [10] приведен расчет модуля упругости из данных текстурного анализа

методом дифракции обратноотраженных электронов (EBSD) и рентгеновской дифракции. Все это иллюстрирует необходимость глубокого и разностороннего исследования тех явлений, которые наблюдаются при получении образцов и деталей СЛС-методом.

В данной работе полуфабрикатом для получения материала по технологии СЛС является металлический порошок никелевого сплава ЖС6К-ВИ. При прохождении лазерного луча по слою металлического порошка происходит его локальное расплавление с формированием так называемой ванны расплава. Кристаллизация при остывании материала внутри ванны расплава сопровождается уменьшением его объема, что приводит к появлению растягивающих напряжений, повышающих вероятность возникновения трещин.

Известно, что материал ЖС6К-ВИ является особенно восприимчивым к растрескиванию при сварке – процессе наиболее близком по формированию структурно-фазового состояния к СЛС. Восприимчивость к растрескиванию типична для жаропрочных никелевых сплавов с большим содержанием γ' -фазы, в которых свариваемость материала может быть связана с содержанием γ' -образующих элементов – Al и Ti. На рис. 1 пунктирной линией показана условная граница содержания Al и Ti, выше которой склонность к образованию трещин при сварке увеличивается [14]. Образование трещин связывают с эффектом уменьшения пластичности материала при промежуточных температурах 700–900 °С.

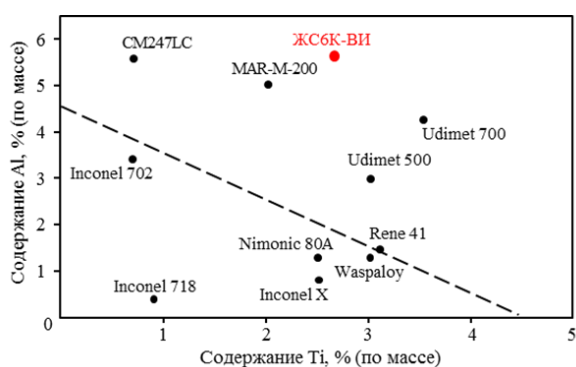


Рис. 1. Восприимчивость к растрескиванию жаропрочных никелевых сплавов при сварке в зависимости от содержания γ' -образующих элементов – Al и Ti (сплавы над пунктирной линией особо восприимчивы к растрескиванию) [14]

В зависимости от параметров технологического режима СЛС в плоскости построения образцов из порошка сплава ЖС6К-ВИ может наблюдаться сетка трещин. Однако не существует общепринятого алгоритма количественного анализа распределения трещин в плоскости построения. Поэтому целью данной работы являются количественный анализ ориентированных сеток трещин и определение причин их развития в никелевом сплаве ЖС6К-ВИ, изготовленном по технологии СЛС.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 2.1. «Фундаментально-ориентированные исследования» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Материалы и методы

Объектом исследования являлись образцы размером 1×1×1 см из жаропрочного никелевого сплава ЖС6К-ВИ, изготовленные методом СЛС без термообработки. Для исследо-

вания выбран литейный сплав, поскольку на нем наиболее явно прослеживаются процессы, происходящие при различных технологических режимах СЛС.

Образцы для исследования изготовлены методом СЛС на установке ConceptLaser M2. Стратегия штриховки – островковая диагональная. Исследовались металлографические шлифы в плоскости построения. Фотографии поверхности выполнены на оптическом микроскопе фирмы Leika (модель) при увеличении ×50. Анализ цифровых микрофотографий проведен с помощью программы ImageExpertPro [15] и программы собственной разработки, написанной с применением математического пакета MathCad.

Остаточные напряжения оценивали рентгеновским методом на дифрактометре Eтуgean фирмы PanAlytical. Съемку проводили в плоскости построения образца X–Y с использованием капиллярной полулинзы, которая формирует параллельный пучок. Образец для испытаний на остаточные напряжения находился в исходном состоянии. Процедура съемки включала прецизионное измерение межплоскостного расстояния плоскостей {114}, ориентированных различным образом относительно внешних осей образца X, Y, Z. Под десятью углами наклона ψ с равномерной разбивкой в диапазоне от $\sin 0$ до $\sin 40$, а также с шестью разными углами поворота образца ϕ , градус: 0, 30, 60, 90, 120, 150. Такой детальный подход к съемке необходим для высокой достоверности полученных результатов и построения тензора остаточных напряжений для плосконапряженного состояния исследуемой поверхности. Анализ остаточных напряжений в зоне рентгеновской съемки связывает разворот осей главных напряжений относительно базиса внешних осей образца, а также определяет три главных напряжения, соответствующих трем векторам базиса.

В терминах векторного анализа базис с произвольной ориентацией в пространстве можно представить в виде тензора второго ранга. Тензор напряжений, полученный в осях образца, можно представить как сумму матриц диагонального вида с тремя значениями главных напряжений и нулевыми сдвиговыми компонентами и матрицы поворота базиса напряжений относительно базиса образца.

Для оценки анизотропии модуля упругости производили расчет в программе MTEX [8, 10] по данным анализа дифракции обратноотраженных электронов (EBSD) для образца, полученного при мощности пучка лазера 180 Вт и скорости прохода лазера 600 мм/с. Пример подобного расчета приведен в работах [8, 11]. Зная коэффициенты тензора

упругих податливостей S_{ijkl} для монокристалла никеля и функцию распределения ориентаций – $f(g)$, можно рассчитать коэффициенты податливости для образца с кристаллографической текстурой

$$\frac{1}{V} \cdot \frac{dV}{dg} = f(g), \quad (1)$$

где $g(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$ – ориентация, заданная углами Эйлера φ_1, Φ и φ_2 ; $\frac{1}{V} \cdot dV$ – доля объема материала

с ориентацией $g(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$; $f(g)$ – функция распределения ориентаций;

$$\bar{S}_{ijkl} = \int S_{ijkl}(g) \cdot f(g) dg, \quad (2)$$

где S_{ijkl}, \bar{S}_{ijkl} – соответственно тензоры упругих податливостей монокристалла и образца с кристаллографической текстурой.

Результаты и обсуждение

Качественный анализ трещин

Для качественного анализа сделаны панорамные снимки с небольшим увеличением $\times 50$, для лучшей статистики исследуемых объектов – трещин. На рис. 2 представлены металлографические снимки образцов в плоскости построения. Несмотря на разные технологические режимы получения образцов, картина этих дефектов – характерная и не изменяющаяся. При визуальном осмотре микроструктуры видно, что трещины формируют некоторую текстуру, они расположены преимущественно в двух направлениях, а также формируются квадратные области свободные от трещин. Для подтверждения визуальных наблюдений необходимо получить распределение трещин по направлениям.

Для анализа трещин на металлографических изображениях вводятся следующие понятия:

- трещина является двухмерным объектом в трехмерном пространстве;
- на двухмерном металлографическом шлифе (сечении трехмерного пространства) трещина является одномерным объектом (линия нулевой толщины);

- ширина раскрытия трещины не является значимой величиной, поскольку нет информации о пространственном расположении плоскости трещины, и о том, каким образом проводится сечение исследуемым шлифом;

- поскольку необходимо привести трещины к условно линейному виду, то можно производить операцию разбивки ветвящейся трещины на отдельные линейные участки.

Количественный анализ трещин

Количественный анализ металлографических изображений трещин отличается от анализа пор, распределения пор, выделений вторых фаз, различных структурных составляющих и т. д.

Линейная плотность трещин

Расчет доли трещин не может производиться по соотношению суммарной площади трещин к площади изображения, поскольку, как упоминалось ранее, трещина является линейным объектом на шлифе. Поэтому введем величину линейной плотности трещин, т. е. отношение сумм длин трещин к площади изображения с размерностью мкм^{-1} . Для расчета длины трещин, над исходным изображением проведены следующие операции в программе ImageExpertPro:

- выравнивание освещенности;
- бинаризация – процесс преобразования полутонового изображения в изображение, яркость пикселей которого может иметь только два значения: 0 или 1;
- скелетизация – проведение средней линии трещины толщиной в 1 пиксель (скелет изображения) [16–20].

На скелетизованном изображении количество пикселей черного цвета (скелетизованные трещины) соответствует суммарной длине всех трещин, а отношение этой величины к общему количеству пикселей является линейной плотностью трещин.

Распределение трещин по ориентации

Для определения направления трещины нужно провести линейную аппроксимацию,

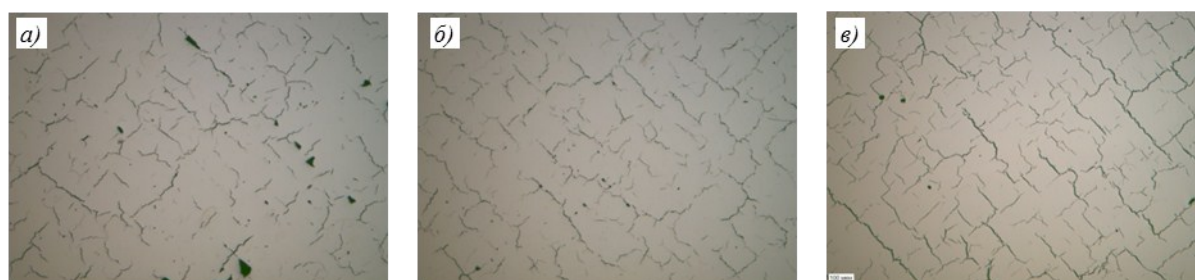


Рис. 2. Металлографические шлифы образцов, полученных при скоростях прохода лазера 1000 (а, б) и 600 мм/с (в) и мощности пучка лазера 170 (а), 190 (б) и 180 Вт (в)

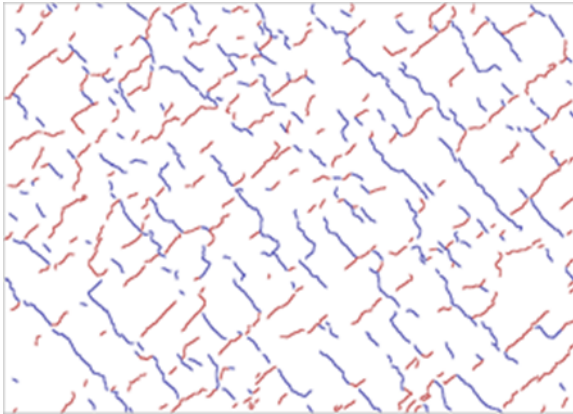


Рис. 3. Скелетизованное изображение в плоскости X-Y трещины с разделением по ориентациям при мощности пучка лазера 180 Вт и скорости прохода лазера 600 мм/с; красный цвет – трещины с углом от 0 до 90 градусов, а синий цвет – с углом от -90 до 0 градусов

т. е. описать каждый линейный участок функцией $y = \text{tg}(\alpha) \cdot x + b$, где α – угол отклонения направления трещины от горизонтали; b – коэффициент.

Данную задачу можно разбить на следующие этапы:

– определение точек ветвления трещин и их удаление, если у пикселя черного цвета коли-

чество соседних точек того же цвета больше 2;
– выявление отдельных ветвей трещин и их аппроксимация (рис. 3);

– расчет длины трещины и определение ее ориентации;

– построение распределения суммарной длины трещин в зависимости от их направления в диапазоне углов от -90 до 90 градусов.

На рис. 4 представлены распределения по ориентации трещин для выбранных образцов. Видно, что выделяются два явных максимума для направлений, близких к -45 и +45 градусам. Такое распределение трещин является характерным для всех исследуемых образцов. Доля трещин с ориентацией меньше нуля и больше нуля близка к 50% (52,7%/47,3%). Такое распределение указывает на то, что трещины образуются как вдоль направления сканирования, так и поперек в равных долях. Расстояние между трещинами близко к размеру трека. Подобный характер распределения трещин свойственен и для других энергетических и скоростных режимов сканирования (табл. 1).

Металлографическое изображение шлифа в высотном направлении значительно отличается от изображения в поперечном направлении (рис. 5). В высотном направлении трещины образуются в направлении, параллель-

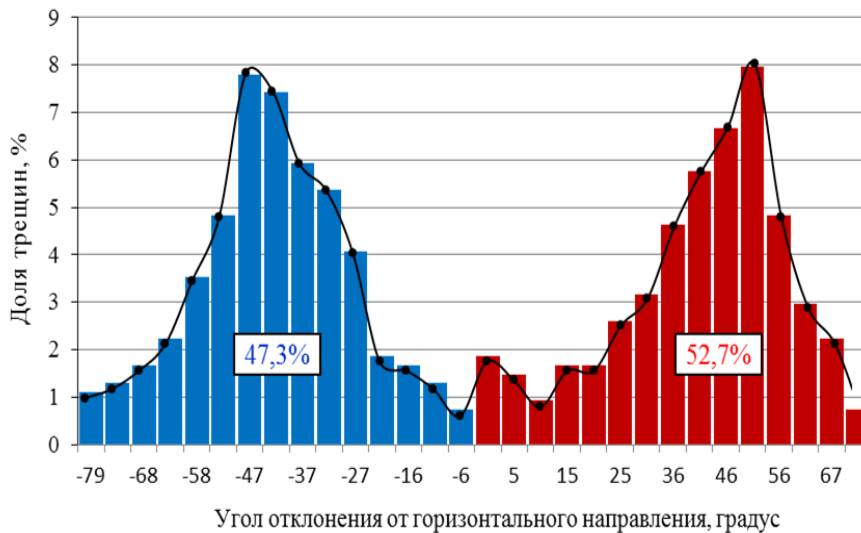


Рис. 4. Распределение трещин по их ориентации в плоскости шлифа

Таблица 1

Доля трещин вдоль и поперек трека для разных условий сканирования

Мощность пучка лазера, Вт	Скорость прохода лазера, мм/с	Удельная мощность, Вт/мм ²	Отношение долей трещин вдоль и поперек трека
170	1000	85	52%/48%
180	600	150	53%/47%
190	1000	95	48%/52%
200	1000	100	50%/50%

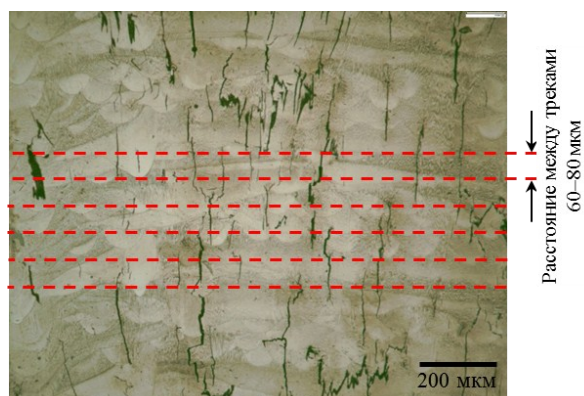


Рис. 5. Металлографический шлиф в высотном направлении (X-Z); расстояние между пунктирными линиями – это расстояние между треками

ном направлению построения. Длина трещин превышает толщину слоя наплавки в 1,5–2 раза.

Причины образования трещин

Направления главных осей напряжений, перпендикулярных друг другу и лежащих в плоскости поверхности, совпадают с направлением сканирования: -45 и +45 градусов относительно ребра куба в плоскости построения, т. е. образование трещин вдоль и поперек движения лазера можно отнести к действию остаточных напряжений и их перераспределению. Остаточные напряжения, направленные вдоль и поперек направления сканирования, – растягивающие, т. е. увеличивают склонность материала к раскрытию трещин (табл. 2).

Оценка остаточных напряжений произведена также в плоскости X-Z. Оси главных остаточных напряжений ориентированы вдоль высотного направления и поперек него. Высокий уровень остаточных напряжений выявлен в направлении поперек оси Z.

Такая картина распределения растягивающих остаточных напряжений полностью соответствует характеру распределения трещин при металлографическом исследовании.

Согласно данным исследования кристаллографической текстуры [11–13], для исследованных образцов и при сопоставлении их с металлографическими изображениями, трещины появляются в плоскостях {100}, которые обладают самым низким уровнем модуля упругости. Кристаллографическая решетка никеля обладает высокой анизотропией упругих свойств и разница для направлений с наибольшим значением модуля упругости <111> и наименьшим <100> может отличаться более чем в 2 раза.

Термические напряжения напрямую зависят от модуля упругости:

$$\sigma = -E \cdot \alpha \cdot \Delta T, \quad (3)$$

где E – модуль упругости; α – коэффициент линейного теплового расширения (КЛТР); ΔT – градиент температуры.

Выделим две возможные причины образования горячих трещин: склонность определенных кристаллографических плоскостей к трещинообразованию и неоднородность градиента температуры вследствие локального воздействия лазерного луча на материал. Коэффициент линейного теплового расширения также зависит от температуры и связан с градиентом температуры.

Так, чем выше модуль упругости, тем выше напряжения при температуре при прочих равных значениях α и ΔT . Распределение значений модуля упругости в пространстве образца и в плоскости построения показано на рис. 6. Минимальные значения модуля упругости в направлении вдоль и поперек трека под углами -45 и +45 градусов.

Значит образование трещин в плоскостях {100} с наименьшим значением модуля

Таблица 2
Значения двух главных нормальных остаточных напряжений и угол разворота (ϕ) осей главных напряжений σ_1 и σ_2

Мощность пучка лазера, Вт	Скорость прохода лазера, мм/с	Удельная мощность, Вт/мм ²	σ_1	σ_2	ϕ , градус	Плоскость измерения
			МПа			
160	1000	80	451,5	166,3	-42,75	X-Y
180	600	150	252,5	448,5	-42,2	X-Y
180	1000	90	338,5	515,6	38,38	X-Y
200	1000	100	219,3	491,4	-40,37	X-Y
160	1000	80	190	590	-3,73	X-Z
180	1000	90	123,8	442,1	11,6	X-Z
200	1000	100	-138	543,4	-5,78	X-Z

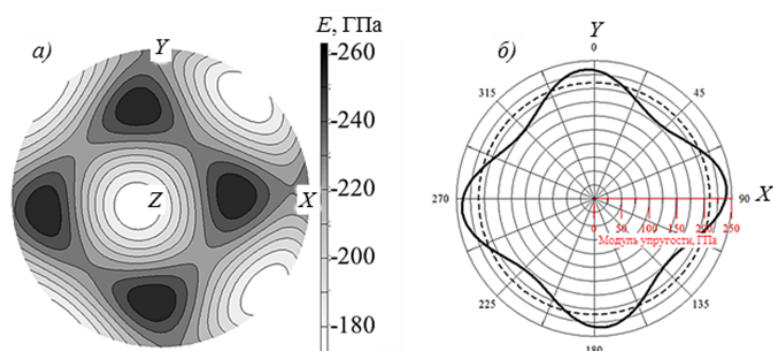


Рис. 6. Распределение значений модуля упругости на стереографической проекции в пространстве образца (а) и азимутально-ориентационная зависимость модуля упругости (E) в плоскости построения образца X – Y (б) (сплошная линия – анизотропия E для образца, полученного при мощности пучка лазера 180 Вт и скорости прохода лазера 600 мм/с; пунктирная линия – случай бестекстурного образца)

упругости не может быть связано с анизотропией упругих свойств, поскольку склонность к растрескиванию должна быть выше в направлении с наибольшим модулем упругости.

Другой причиной может являться градиент температуры. Поскольку теплоотвод от трека происходит по самой протяженной его части – вдоль трека и поперек него, то именно в этих направлениях будет самый высокий градиент температуры, а значит, и уровень термических напряжений.

Заключения

Предложен подход к количественному анализу пространственного распределения

трещин в жаропрочном никелевом сплаве, изготовленном по технологии СЛС. Для корректного количественного анализа трещин предложена методика расчета величины линейной плотности трещин. Выявлена сетчатая структура трещин, которая является характерной для диагонально-островковой стратегии наплавки. Трещины образуются вдоль и поперек направления сканирования в равных долях. Трещины вдоль направления образуются в результате наибольшего температурного градиента в этих направлениях.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №14-29-10246.

Библиографический список

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н. Доминанта национальной технологической инициативы. Проблемы ускорения развития аддитивных технологий в России // Металлы Евразии. 2017. №3. С. 2–6.
3. Каблов Е.Н. Аддитивные технологии – доминанта национальной технологической инициативы // Интеллект и технологии. 2015. №2 (11). С. 52–55.
4. Лаптева М.А., Белова Н.А., Раевских А.Н., Филонова Е.В. Исследование зависимости шероховатости, морфологии поверхности и количества дефектов структуры от мощности лазера, скорости сканирования и типа штриховки в жаропрочном сплаве, синтезированном методом СЛС // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2016. №9 (45). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 13.09.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-9-9.
5. Назаркин Р.М., Петрушин Н.В., Рогалев А.М. Структурно-фазовые характеристики сплава ЖС32-ВИ, полученного методами направленной кристаллизации, гранульной металлургии и селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2017. №2 (50). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 13.09.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-2-2-2.
6. Рябов Д.К., Антипов В.В., Королев В.А., Медведев П.Н. Влияние технологических факторов на структуру и свойства силумина, полученного с использованием технологии селективного лазерного синтеза // Авиационные материалы и технологии. 2016. №S1 (43). С. 44–51. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-44-51.
7. Лукина Е.А., Филонова Е.В., Тренингов И.А. Микроструктура и преимущественные кристаллографические ориентировки жаропрочного никелевого сплава, синтезированного методом СЛС, в зависимости от энергетического воздействия и термообработки // Авиационные материалы и технологии. 2017. №1 (46). С. 38–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-1-38-44.

8. Kunze K., Etter T., Grässli J., Shklover V. Texture, anisotropy in microstructure and mechanical properties of IN738LC alloy processed by selective laser melting (SLM) // *Materials Science & Engineering A*. 2014. Vol. 620. P. 213–222.
9. Carter L.N., Martin C., Withers P.J., Attallah M.M. The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behaviour in SLM powder-bed fabricated nickel superalloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2014. Vol. 615. P. 338–347.
10. Mainprice D., Heilscher R., Schaeben H. Calculating anisotropic physical properties from texture data using the MTEX open source package // *Deformation Mechanisms, Rheology and Tectonics: Microstructure, Mechanics and Anisotropy*. London: Geological Society, 2011. Vol. 360. P. 175–192.
11. Медведев П.Н., Тренингов И.А., Филонова Е.В., Лукина Е.А. Формирование кристаллографической текстуры и структуры жаропрочных никелевых сплавов в процессе СЛС // III Междунар. конф. «Аддитивные технологии: настоящее и будущее»: материалы конф. (Москва, 23 марта 2017 г.). М.: ВИАМ, 2017. С. 12.
12. Тренингов И.А., Филонова Е.В., Медведев П.Н., Лукина Е.А. Закономерности формирования текстуры и микроструктуры в жаропрочном никелевом сплаве в процессе селективного лазерного сплавления // *Новости материаловедения. Наука и техника: электрон. науч.-техн. журн.* 2018. №1–2 (29). Ст. 02. URL: <http://www.materialsnews.ru> (дата обращения: 13.09.2019).
13. Тренингов И.А., Филонова Е.В., Медведев П.Н., Лукина Е.А. Исследование кристаллографической текстуры в жаропрочном никелевом сплаве после селективного лазерного сплавления и термической обработки // *Материаловедение и термическая обработка металлов*. 2019. №2 (764). С. 65–68.
14. Donachie M.J., Donachie S.J. *Superalloys: a technical guide*. ASM International, 2002. 438 p.
15. Исходжанова И.В., Бондаренко Ю.А., Лаптева М.А. Оценка структуры монокристаллического жаропрочного никелевого сплава, полученного при различных условиях направленной кристаллизации, с использованием методов количественного анализа видеоизображений // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн.* 2015. №12. Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 13.09.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-12-6-6.
16. Сатыхов Р.Х., Дудкин А.А. Обработка изображений и идентификация объектов в системах технического зрения // *Искусственный интеллект*. 2006. Т. 3. С. 694–703.
17. Поцепав Р.В., Петров И.Б. Эффективный алгоритм предобработки изображений для структурных методов распознавания рукописных символов // *Исследовано в России*. 2003. С. 181–190.
18. Гончаров С.М., Суховей А.А. Этапы генерации уникальных ключевых последовательностей на основе папиллярного узора отпечатков пальцев // *Доклады ТУСУРа*. 2010. №1 (21). Ч. 1. С. 97–99.
19. Ильясова Н.Ю., Казанский Н.Л., Корепанов А.О. Компьютерная технология восстановления пространственной структуры коронарных сосудов по ангиографическим проекциям // *Компьютерная оптика*. 2009. Т. 33. №3. С. 281.
20. Местецкий Л.М. Скелетизация многосвязной многоугольной фигуры на основе дерева смежности и ее границы // *Сибирский журнал вычислительной математики*. 2006. Т. 9. №3. С. 299–314.