

Научная статья

УДК 538.9:624.1

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-50-68

РАЗРАБОТКА ПАРАМЕТРОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ, СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Ce–Cu

С.В. Неруш¹, Ю.Ю. Капланский¹, Н.В. Дынин¹, И. Бенариев¹, И.Д. Савичев¹

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

Аннотация. Представлены результаты исследований структуры и механических свойств жаропрочного алюминиевого сплава АЦР1У системы Al–Ce–Cu, полученного методом селективного лазерного сплавления (СЛС). Исследовано влияние параметров синтеза на формирование единичных треков, структуру ванн расплава и свойства синтезированного материала. Проведен сравнительный анализ механических свойств литого и синтезированного материала при нормальных условиях и повышенных температурах. Разработанные режимы синтеза обеспечили двукратный рост условного предела текучести и восьмикратное увеличение степени пластической деформации синтезированного материала в сравнении с литым состоянием, что значительно расширяет область его применения для деталей авиационной техники. С применением растровой электронной микроскопии, просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения (ПЭМ ВР) и термодинамического моделирования фазового состава изучено структурно-фазовое состояние материала в литом и синтезированном состояниях.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы системы Al–Ce–Cu, аддитивные технологии, селективное лазерное сплавление, механические свойства, просвечивающая электронная микроскопия

Для цитирования: Неруш С.В., Капланский Ю.Ю., Дынин Н.В., Бенариев И., Савичев И.Д. Разработка параметров селективного лазерного сплавления, структура и механические свойства высокопрочного алюминиевого сплава системы Al–Ce–Cu // Труды ВИАМ. 2023. № 1 (119). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-50-68.

Scientific article

DEVELOPMENT OF LASER POWDER BED FUSION PARAMETERS, STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF A HIGH-STRENGTH ALUMINUM ALLOY Al–Ce–Cu

S.V. Nerush¹, Yu.Yu. Kaplanskiy¹, N.V. Dynin¹, I. Benariev¹, I.D. Savichev¹

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

Abstract. Presents the results of studies of the structure and mechanical properties of a heat-resistant aluminum alloy Al–Ce–Cu produced by laser powder bed fusion (L-PBF). The influence of the synthesis parameters on the single track's formation, the structure of melt pool, and the properties of Al–Ce–Cu alloy has been studied. The analysis of the mechanical properties of the synthesized material was carried out in comparison with the cast material under normal conditions and elevated temperatures. The developed modes of synthesis provided a twofold increase in the yield strength and an eightfold increase in the plastic strain degree of the Al–Ce–Cu alloy in comparison with the cast one, which significantly expands the scope of its application for aircraft critical parts. A comparative analysis of the mechanical properties of

the cast and synthesized material under normal conditions and elevated temperatures is given. Using scanning electron microscopy, a high-resolution transmission electron microscopy (HRTEM) and thermodynamic modeling of the phase composition, the structural-phase state of the material in the cast and synthesized states was studied.

Keywords: Al–Ce–Cu alloys, additive manufacturing, laser powder bed fusion, mechanical properties, transmission electron microscopy

For citation: Nerush S.V., Kaplanskii Yu.Yu., Dynin N.V., Benarieb I., Savichev I.D. Development of laser powder bed fusion parameters, structure and mechanical properties of a high-strength aluminum alloy Al–Ce–Cu. *Trudy VIAM*, 2023, no. 1 (119), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-50-68.

Введение

Высокопрочные алюминиевые сплавы широко применяют в авиационной и ракетно-космической отрасли промышленности для обеспечения высоких летно-технических характеристик летательных аппаратов. Данный класс конструкционных материалов используется ввиду их низкой плотности, высокой удельной прочности и жесткости, превосходной теплопроводности ($\lambda \approx 140\text{--}210$ Вт/(м·°С)), хорошей коррозионной стойкости и относительно низкой стоимости [1]. Большинство деталей и конструкций из алюминиевых сплавов производят с применением методов литья, обработки металлов давлением и порошковой металлургии [2]. Особый интерес для современной промышленности представляет аддитивное производство ответственных деталей и элементов конструкций летательных аппаратов благодаря возможности применения топологической оптимизации, агрегирования сборочных единиц в единую деталь, улучшения массогабаритных характеристик и повышения уровня эксплуатационных свойств конечного изделия. Передовые методы аддитивного производства являются актуальными для изготовления теплообменных аппаратов с тонкими внутренними каналами, позволяющими исключить пайку составных частей и значительно снизить трудоемкость операций механической обработки поверхностей и тем самым в разы сократить продолжительность производства [2–4].

Тем не менее далеко не все марки алюминиевых сплавов успешно используются в аддитивном производстве вследствие их неудовлетворительной свариваемости и склонности к образованию горячих трещин [5–13]. Наиболее применяемыми являются алюминиевые сплавы эвтектического состава типа AlSi10Mg, не подверженные образованию горячих (кристаллизационных) трещин под воздействием усадочных напряжений, возникающих при селективном лазерном сплавлении (СЛС) порошкового слоя [6]. Это в первую очередь объясняется узким интервалом кристаллизации ванны расплава, способствующим повышению деформационной способности кристаллитов за счет полного исключения или уменьшения доли легкоплавкой эвтектики [7]. Проблема образования горячих трещин в высокопрочных деформируемых алюминиевых сплавах серий 2xxx, 6xxx и 7xxx при СЛС решена путем использования измельчителей зерна [6–12] или введения модифицирующих добавок [5, 6]. Рабочая температура этих алюминиевых сплавов не превышает 200 °С по причине резкой деградации механических свойств, вызванной укрупнением упрочняющих выделений, что значительно ограничивает область промышленного применения.

Разработка способов аддитивного производства деталей из жаропрочных алюминиевых сплавов с рабочей температурой порядка 300–400 °С является приоритетной научно-технической задачей. Недавние исследования [9] показали перспективу применения эвтектических сплавов системы Al–Ce в качестве конструкционных жаропрочных материалов для изготовления ответственных деталей и узлов с помощью метода СЛС. Высокая технологичность сплавов системы Al–Ce эвтектического состава обусловлена узким интервалом кристаллизации расплава. Однако литые сплавы системы

Al–Ce не обладают высокой прочностью из-за грубой структуры и образования интерметаллидных фаз $Al_{11}Ce_3$ и/или Al_4Ce пластинчатой морфологии. Повысить свойства сплавов системы Al–Ce возможно путем применения методов быстрой кристаллизации расплава, таких как СЛС, путем формирования термостабильной мелкозернистой структуры с равномерным распределением частиц упрочняющих фаз вдоль границ зерен. Авторы работы [13] изготовили образцы сплава состава (здесь и далее – в % (по массе)) Al–10Ce–8Mn методом СЛС, которые сохранили ~80 % (55 МПа) значений исходного предела текучести после 200 ч выдержки при температуре 400 °С, превзойдя деформируемый алюминиевый сплав 2618 с пределом текучести 30 МПа при температуре 370 °С. Исследования сплава состава Al–9Cu–6Ce в состоянии СЛС [12] показали высокую чувствительность предела текучести к скорости деформации в диапазоне температур 150–400 °С, связанную с особенностями структуры синтезированного материала. Неравновесные условия кристаллизации ванны расплава при СЛС способствуют формированию иерархической гетерогенной структуры алюминиевых сплавов с бимодальным распределением зерен по размеру. Такая структура в общем случае включает ванны расплава субмиллиметрового размера, зерна микронного размера, субмикронные эвтектические ячейки и наноразмерные выделения упрочняющих фаз. В бимодальной структуре формируются субмикронные или наноразмерные зерна в зоне термического воздействия вблизи границы ванны расплава, а также крупные столбчатые зерна – внутри ванны расплава. При этом деформационное упрочнение связывают с образованием дислокационных петель Орована на границах наноразмерных эвтектических ячеек с локализацией деформации в зоне термического воздействия [14].

Структура алюминиевых сплавов в состоянии СЛС метастабильна. Для термической стабилизации структуры и фазового состава синтезированные детали из алюминиевых сплавов подвергают старению при температуре их эксплуатации [8]. Например, старение сплава состава Al–9Cu–6Ce, полученного методом СЛС, способствует росту сопротивления пластической деформации при растяжении с 250 до ~380 МПа и относительного удлинения. При температуре 300 °С условный предел текучести при растяжении сплава состава Al–9Cu–6Ce после СЛС составил ~160 МПа, что в 1,5 раза больше, чем в литом состоянии [15]. Это показывает перспективу развития аддитивного производства теплонагруженных деталей из высокопрочных алюминиевых сплавов.

Перспективным конструкционным материалом для высокотемпературного применения является российский литейный сплав марки АЦР1У (система Al–Ce–Cu по ОСТ1 90237–76), способный длительно работать при температурах 350–400 °С [2–4]. Широкое применение отливок из сплава АЦР1У ограничено невысокими механическими свойствами при нормальных условиях ($\sigma_b = 176$ МПа; $\delta_5 = 1,5$ %) [3] и относительно низкой технологичностью по сравнению с силуминами. Причиной невысоких механических свойств сплава при комнатной температуре является формирование грубой эвтектической структуры.

С учетом ранее рассмотренных закономерностей влияния закалочных скоростей кристаллизации расплава на структуру и свойства высокопрочных алюминиевых сплавов систем Al–Ce и Al–Si, повышение термомеханических свойств непосредственно при изготовлении ответственных деталей из сплава АЦР1У возможно путем применения аддитивной технологии СЛС.

Цель данной работы – исследование влияния технологических параметров СЛС на формирование единичных треков и пористости, изучение взаимосвязи структуры и механических свойств синтезированного материала АЦР1У в сравнении со свойствами литого сплава. Особое внимание уделено исследованию методами просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения (ПЭМ ВР) тонкой структуры сплава с идентификацией упрочняющих высокодисперсных фаз.

Материалы и методы

В качестве исходного материала использовали порошок сплава АЦР1У фракции 20–63 мкм, изготовленный методом газовой атомизации расплава на установке HERMIGA 10/100VI с последующей ситовой классификацией. Химический состав порошка приведен в табл. 1. Квантили распределения частиц порошка по размерам d_{10} , d_{50} и d_{90} составляли $24\pm 1,2$, $39\pm 1,5$ и $62\pm 1,8$ мкм соответственно. Содержание основной фракции (20–63 мкм) при среднем размере гранул $41\pm 1,5$ мкм – не менее 87 %. Морфология порошковых частиц исследуемого сплава показана на рис. 1. Частицы порошка сплава АЦР1У имели преимущественно сферическую форму, размер единичных сателлитов не превышал 8 мкм. Значения текучести и насыпной плотности порошка составляли 40 с и $4,5 \text{ г/см}^3$ соответственно.

Таблица 1

Химический состав металлопорошковой композиции сплава АЦР1У

Содержание элементов, % (по массе)							
Al	Ce	Cu	Si	Mn	Zr	Mg	Fe
Основа	$4,67\pm 0,11$	$2,83\pm 0,07$	$1,53\pm 0,06$	$0,73\pm 0,03$	$0,24\pm 0,03$	$0,23\pm 0,01$	$0,32\pm 0,03$

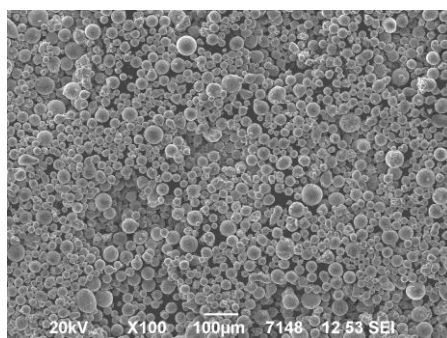


Рис. 1. Морфология частиц порошка сплава АЦР1У фракции 20–63 мкм

Синтез компактного материала проводили в среде азота на аддитивной установке SLM 280HL производства компании SLM Solution Group AG (Германия).

Отработку режимов синтеза проводили на элементарных образцах размером $10\times 10\times 10$ мм с единичными треками на горизонтальной поверхности для оценки параметров ванны расплава. В ходе экспериментов оценивали влияние мощности лазера (P) в диапазоне значений 200–500 Вт, скорости сканирования (v): 500–3600 мм/с и интервала сканирования (h): 0,10–0,19 мм на плотность синтезированного материала и параметры ванны расплава. При этом удельную энергию лазерного излучения варьировали от 39 до 89 Дж/мм^3 . Режимы синтеза разрабатывали на основе стратегии лазерного сканирования Stripes с поворотом на 67 градусов между слоями. Для снижения остаточных напряжений в синтезированном материале применяли подогрев плиты построения до $200 \text{ }^\circ\text{C}$.

Экспериментальные цилиндрические заготовки (длина 65 мм, диаметр 15 мм) для определения механических свойств на растяжение с относительной плотностью не менее 99,8 % изготавливали параллельно плите построения (ось XY) при удельной энергии лазерного излучения, эквивалентной 54 кДж/мм^3 .

Часть синтезированных образцов подвергали искусственному старению при температуре $200 \text{ }^\circ\text{C}$ (состояние T1 по ГОСТ 22233–2001) для стабилизации структуры и повышения механических свойств синтезированного материала. Литые образцы сравнения сплава АЦР1У получали методом вакуумного индукционного переплава шихтовых материалов. Отливки подвергали искусственному старению в одном процессе с синтезированными.

Затем из заготовок вытачивали стандартные образцы типа III по ГОСТ 1497–84 для испытаний на растяжение и длительную прочность.

Насыпную плотность порошка определяли по ГОСТ 19440–94 с использованием стальной цилиндрической емкости номинальным объемом 25 см³. Текучесть измеряли в соответствии с ГОСТ 20899–98 с помощью расходомера Холла с диаметром выходного отверстия 2,5 мм.

Испытания на растяжение исходных и состаренных образцов проводили в соответствии с ГОСТ 1497–84 с использованием испытательной машины Zwick/Roell Карра 50DS (фирма Zwick Roell Group, Германия). По инженерным диаграммам растяжения оценивали следующие показатели механических свойств материала: условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$, МПа), предел прочности при растяжении (σ_b , МПа) и относительное удлинение (δ_5 , %).

Испытания на длительную прочность (определение времени до разрушения) проводили по ГОСТ 10145–81 на универсальной испытательной машине Карра 50 LA-Spring при следующих условиях:

- $T_{исп} = 350$ °С, $\sigma = 50$ МПа;
- $T_{исп} = 300$ °С, $\sigma = 100$ МПа.

Термодинамическое моделирование для определения температур фазовых превращений и прогнозирования фазового состава проводили по методу CALPHAD в программном комплексе Thermo-Calc.

Микроструктуру образцов исследовали методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) на приборе Hitachi SU8010 (фирма Hitachi, Япония), оснащенном энергодисперсионным спектрометром X-MaxN80 (фирма Oxford Instruments, Великобритания) для электронно-зондового микроанализа. Для выявления границ зерен и интерметаллидных фаз в сплаве применяли химическое травление металлографических шлифов реагентом Келлера. Исследования тонкой структуры сплава с идентификацией упрочняющих высокодисперсных фаз проводили на просвечивающем электронном микроскопе высокого разрешения (ПЭМ ВР) модели TECNAI™ G² F20 с полевой эмиссией (фирма Thermo Fisher Scientific, США). Данный метод применялся ввиду недостаточной разрешающей способности синхротрона для исследования структуры наноразмерных фаз в объеме материала. Картирование по элементам и определение состава фаз выполняли методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС) в режиме сканирующего просвечивающего электронного микроскопа (СПЭМ). Ультратонкие фольги для ПЭМ ВР изготавливали на установке методом ионного травления.

Результаты и обсуждение

Параметрические исследования синтеза

Режимы синтеза компактного материала АЦР1У с относительной плотностью, близкой к 100 %, предварительно моделировали с использованием уравнения

$$P = \frac{(T_{\text{liq}} - T_0) \cdot c_p \cdot \gamma \tau w v}{A \cdot K_T \cdot K_{\text{пр}}}, \quad (1)$$

где P – мощность лазера, Вт; T_{liq} – температура ликвидус, К; T_0 – начальная температура, К; v – скорость сканирования, м/с; c_p – теплоемкость материала, Дж/(кг·К); γ – плотность материала, кг/м³; A – коэффициент отражения лазерного излучения материала; w – ширина ванны расплава, м; $K_T = 0,6$ – коэффициент, учитывающий рассеивание тепла; $K_{\text{пр}} = 0,75$ – коэффициент, учитывающий проплавление нижележащего слоя.

Полученная зависимость оптимальной мощности лазера от скорости сканирования и используемые константы теплофизических свойств алюминиевой матрицы, включая ширину ванны расплава приведены на рис. 2. Температуру ликвидус задавали с учетом перегрева материала на 100 К. Ширину ванны расплава определяли теоретически, исходя из интервала сканирования, диаметра пятна лазера и степени перекрытия треков, равной 50 %. Расчетную зависимость применяли при оценке возможности использования уравнения (1) с целью уменьшения объема параметрических исследований СЛС-порошков алюминиевых сплавов, проводимых при разработке режимов изготовления конечных изделий.

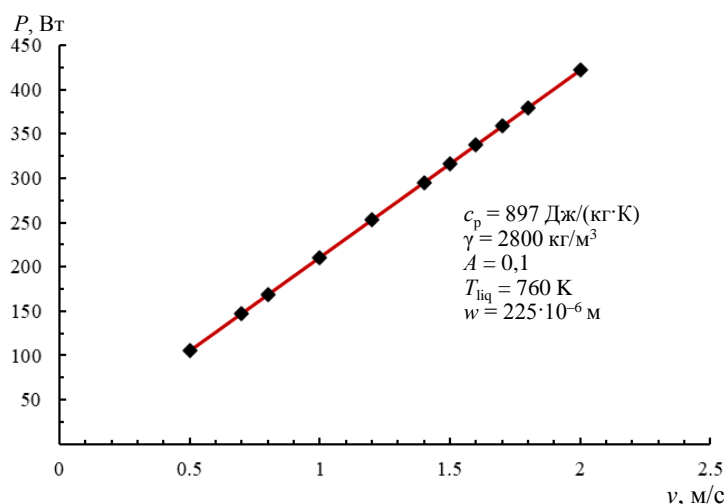


Рис. 2. Оптимальная мощность лазера (P) в зависимости от скорости сканирования (v) из расчета формирования беспористого материала

Микрофотографии структуры поперечного сечения единичных треков синтезированного материала сплава АЦ1У в зависимости от скорости сканирования и заданной мощности лазерного излучения показаны на рис. 3. Независимо от параметров синтеза структура ванны расплава преимущественно состоит из столбчатых зерен, ориентированных по нормали к зоне термического воздействия лазера. Наблюдаемые зоны термического воздействия лазера представляют собой тонкий переходный слой, характеризующийся равноосной мелкозернистой структурой алюминиевой матрицы. Морфология, глубина ванны расплава и стабильность треков зависят от величины соотношения P/v . При высокой скорости сканирования и недостаточной мощности лазера для равномерного проплавления нижележащего слоя наблюдалось образование сферических ванн расплава под воздействием сил поверхностного натяжения, нарушающих сплошность единичных треков (рис. 3 и 4).

Напротив, увеличение мощности лазера при постоянной скорости сканирования (энерговклада) способствовало проплавлению нижележащего слоя синтезированного материала, увеличению радиуса кривизны ванны расплава и формированию непрерывных единичных треков (рис. 3 и 4). При этом ширина и глубина ванны расплава увеличивались (рис. 3 и 5). При очень низкой скорости сканирования наблюдался непропорциональный рост глубины ванны расплава относительно ее ширины, что приводило к формированию неблагоприятной структуры материала.

Однако превышение некоторого оптимального значения мощности лазерного излучения при низкой скорости сканирования приводит к формированию пор типа «замочная скважина» вдоль зоны термического воздействия. Эти дефекты образовались

вследствие испарения компонентов сплава, сопровождающегося образованием пузырьков газовой фазы и их переносом на дно ванны расплава конвекцией Марангони. В структуре некоторых ванн расплава наблюдались наплывы или подрезы, вызванные нарушением их стабильности при высоких скоростях ($>1,6$ м/с). Необходимо также отметить, что для исследуемого сплава зависимость формы ванны от скорости сканирования усиливается с повышением мощности лазера, что и продемонстрировано на рис. 5.

Наиболее предпочтительная геометрическая форма ванны расплава и высокая стабильность структуры единичных треков исследуемого сплава достигались при следующих основных параметрах синтеза: $P = 370$ Вт, $v = 1,4$ м/с.

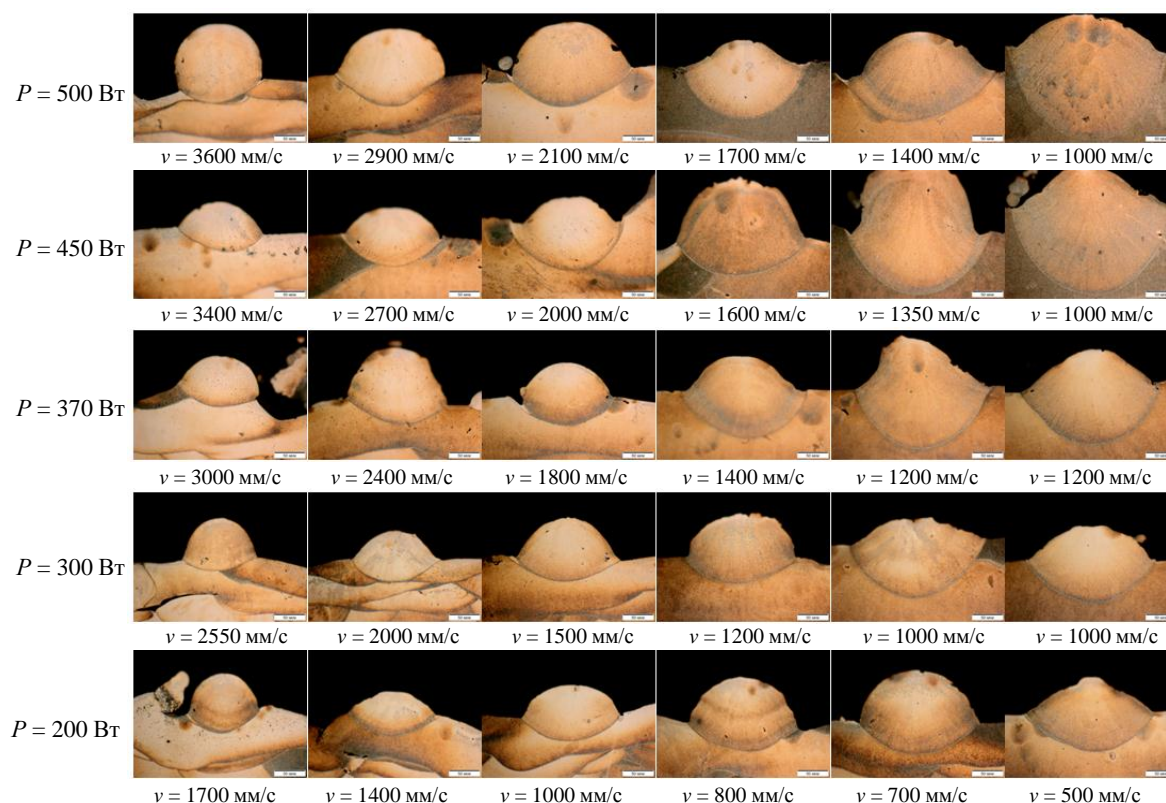


Рис. 3. Структура поперечного сечения единичных треков в зависимости от мощности лазера (P) и скорости сканирования (v)

На рис. 6 приведены экспериментальные зависимости пористости синтезированного материала сплава АЦР1У от величины плотности энергии лазерного излучения и параметров синтеза. Показано, что минимальная пористость достигается при плотности энергии ~ 54 кДж/мм³, скорости сканирования от 1,4 до 1,6 м/с и мощности лазера от 300 до 400 Вт. Сравнение экспериментальной и расчетных зависимостей (рис. 2 и 6) показало, что средняя ошибка моделирования оптимального режима синтеза компактного материала из порошка алюминиевого сплава АЦР1У составила 8,5 %. Полученные результаты эксперимента подтверждают корректность использования уравнения (1) для уменьшения объема параметрических исследований при отработке режимов синтеза деталей из алюминиевых сплавов.

По результатам исследований разработан высокопроизводительный режим синтеза, обеспечивающий скорость печати 26 см³/ч (на уровне скорости печати для серийного алюминиевого сплава AlSi10Mg) с остаточной пористостью не более 0,5 %.

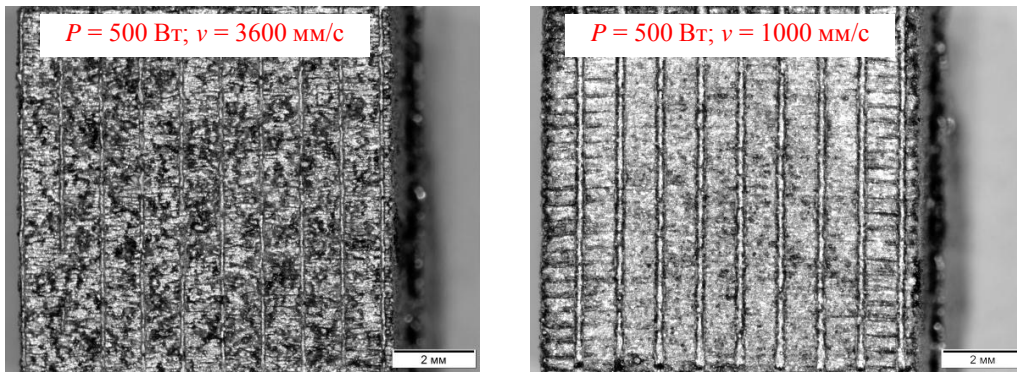


Рис. 4. Изображения единичных треков на поверхности синтезированных образцов при различных режимах синтеза

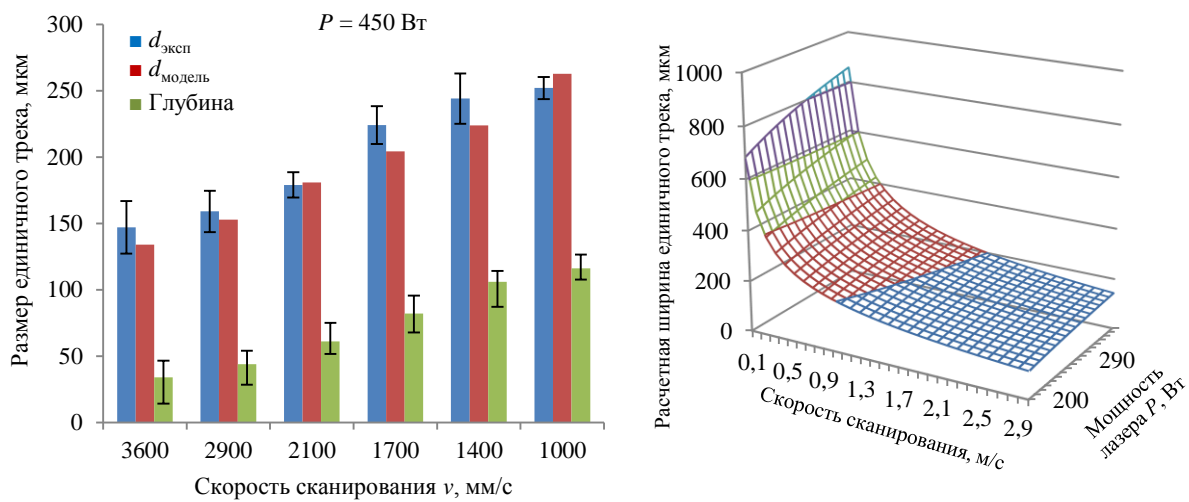


Рис. 5. Зависимости размеров единичного трека синтезированного материала от скорости сканирования и мощности лазера

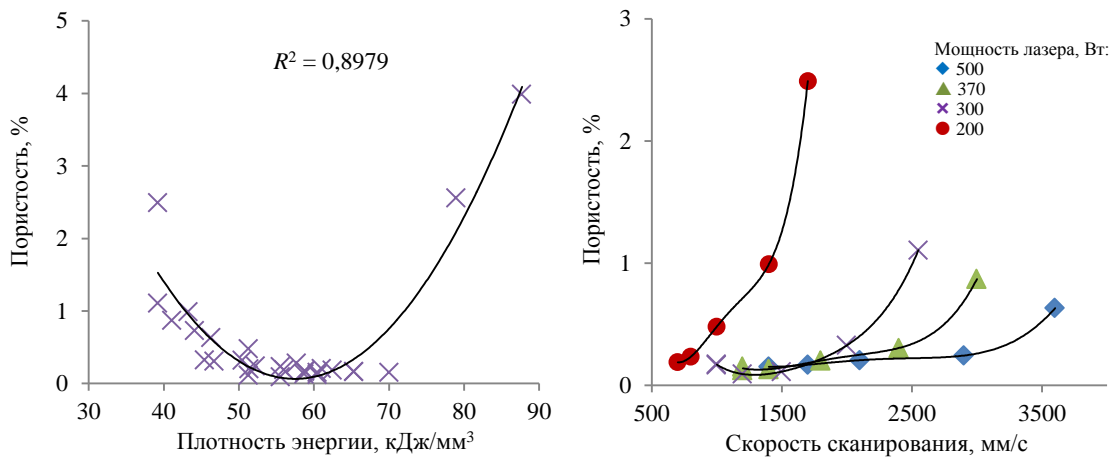


Рис. 6. Зависимости пористости синтезированного материала от параметров синтеза

Механические свойства

Диаграммы растяжения и результаты механических испытаний образцов синтезированного материала сплава АЦР1У в сравнении с литым сплавом [3] приведены на рис. 7 и в табл. 2. Синтезированный материал в исходном состоянии значительно превосходит литой сплав по уровню механических свойств: в 2,8 раза – по пределу прочности и в 8 раз – по относительному удлинению.

Старение синтезированного материала приводит к снижению прочностных характеристик на 12 % и повышению пластичности на 8 % (рис. 7, табл. 2). Тем не менее в состоянии T1 синтезированный материал продемонстрировал более высокие значения механических свойств в сравнении с литым состоянием: предел прочности при растяжении больше на 60 %, условный предел текучести – в 2,3 раза и относительное удлинение – в 3 раза. Вероятной причиной снижения механических свойств после старения является релаксация остаточных напряжений в синтезированном материале.

Результаты испытаний на длительную прочность показали, что алюминиевый сплав АЦР1У в состоянии СЛС и СЛС + T1 имеет более высокое сопротивление деформации в интервале температур 300–350 °С, чем литой сплав.

Увеличение механических свойств сплава при переходе к технологии аддитивного производства изделий обусловлено изменением структуры, измельчением зерен алюминиевой матрицы, повышением однородности, изменением морфологии и перераспределением упрочняющих фаз в объеме материала.

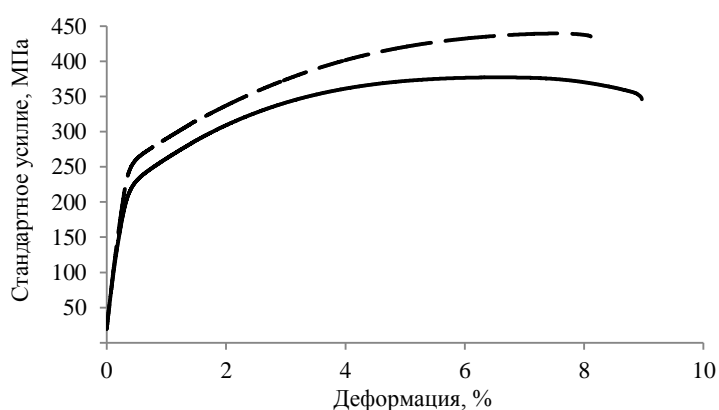


Рис. 7. Кривые растяжения синтезированного материала из сплава АЦР1У без термообработки (---) и с термообработкой по режиму T1 (—)

Таблица 2

Механические свойства при комнатной температуре и длительная прочность сплава АЦР1У

Состояние	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	Длительная прочность		
				Температура, °С	Напряжение σ , МПа	Время до разрушения, ч
Синтезированный материал						
СЛС	430±10	260±5	8,8±1,2	–	–	–
СЛС + T1	375±10	230±5	9,5±0,5	350	50	459
				300	100	200
Литой материал (по литературным данным [3])						
Литой	155	–	1,0	–	–	–
Литой + T1	235	100	3,0	350	53,9	100
				300	107,8	100

Термодинамическое моделирование фазового состава

На рис. 8 и 9 представлены результаты термодинамического моделирования фазового состава сплава АЦР1У в программе Thermo-Calc.

Из расчетов следует, что при неравновесной кристаллизации сплава могут образовываться следующие фазы: AlCeSi, твердый раствор алюминия (Al), Al₆Mn, Al(Mn, Fe)₃Si₂, Al₄Ce₃Si₆ и Al₂Cu. Примечательно, что в достаточно узком температурном интервале 520–540 °С кристаллизуется ~8 % жидкости, что должно приводить к хорошим литейным свойствам сплава.

Из расчета равновесного фазового состава в интервале температур 350–800 °С (рис. 9, табл. 3) установлено, что до температуры 500 °С в сплаве в наибольшем количестве присутствуют церийсодержащие фазы Al_8CeCu_4 и $Al_4Ce_3Si_6$, суммарное содержание которых (~6,5 % (по массе)) практически не изменяется в интервале температур 200–400 °С, что является важным условием для обеспечения жаропрочности сплава. Фазы Al_2Cu и Al_6Mn растворяются при нагреве >200 °С и насыщают твердый раствор (Al) медью и марганцем (табл. 3).

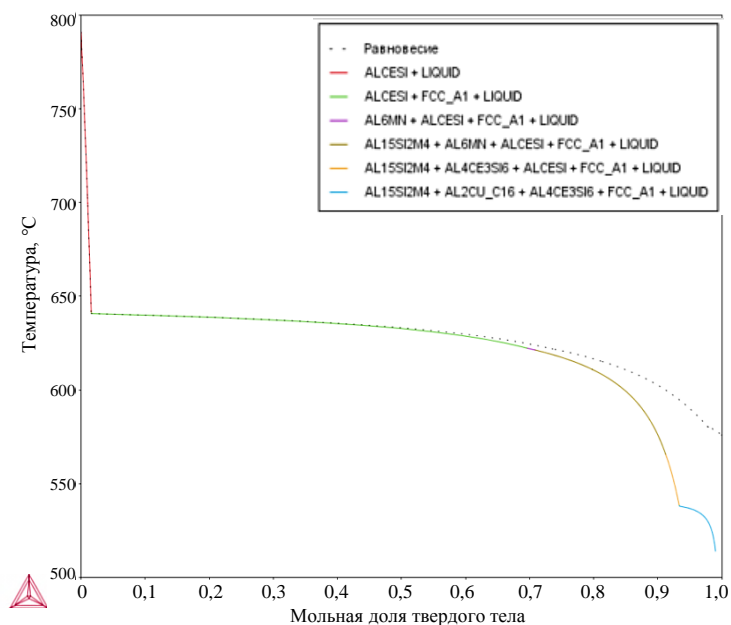


Рис. 8. Фазовый состав сплава АЦР1У при неравновесной кристаллизации (кривая Шейла–Гулливера)

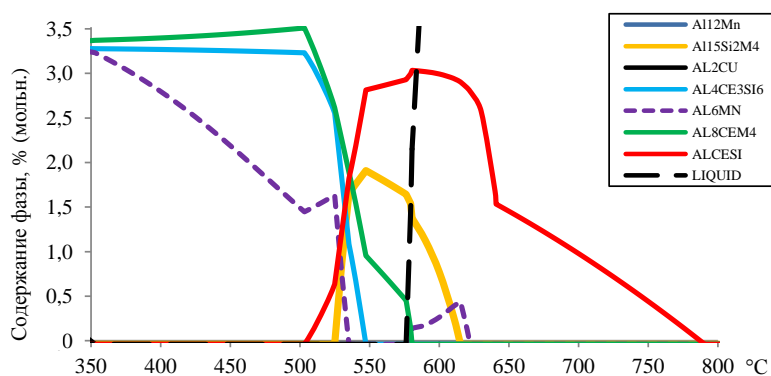


Рис. 9. Фазовый состав сплава АЦР1У в равновесных условиях в температурном интервале 350–800 °С

Таблица 3

Фазовый состав сплава АЦР1У в интервале температур 200–400 °С

Температура, °С	Содержание фаз, % (по массе)					Содержание элементов в (Al), % (по массе)		Примечание
	(Al)	Al_8CeCu_4	$Al_4Ce_3Si_6$	Al_6Mn	Al_2Cu	Cu	Mn	
200	89,0	3,3	3,3	3,5	0,9	0,04	0,0	Нагрев при старении
350	90,0	3,4	3,3	3,3	0	0,33	0,02	Нагрев при эксплуатации
400	90,5	3,4	3,3	2,8	0	0,38	0,04	

Исследование структуры

Для определения причин рекордного увеличения механических свойств эвтектического алюминиевого сплава АЦР1У при переходе к аддитивной технологии производства изделий, провели анализ микроструктуры литых и синтезированных образцов после искусственного старения при температуре 200 °С.

Эвтектическая микроструктура литого сплава АЦР1У после старения показана на рис. 10, а, б. С учетом особенностей фазовых превращений в системе Al–Ce и морфологии второй фазы можно предположить, что исследуемый сплав состоит из алюминиевой матрицы (Al) с растворенными в ней атомами меди и разноориентированных колоний ламелей первичной церийсодержащей фазы типа Al_4Ce . Следует отметить высокую растворимость Cu и Si в фазе Al_4Ce . Вследствие этого наиболее вероятно соответствие эвтектических ламелей тетрагональной фазе сложного состава $(Al_xSi_yCu_z)_4Ce$. Средний размер ламелей в эвтектических колониях составлял 70 мкм в длину и 3 мкм в ширину при толщине прослоек (Al) от 2 до 10 мкм.

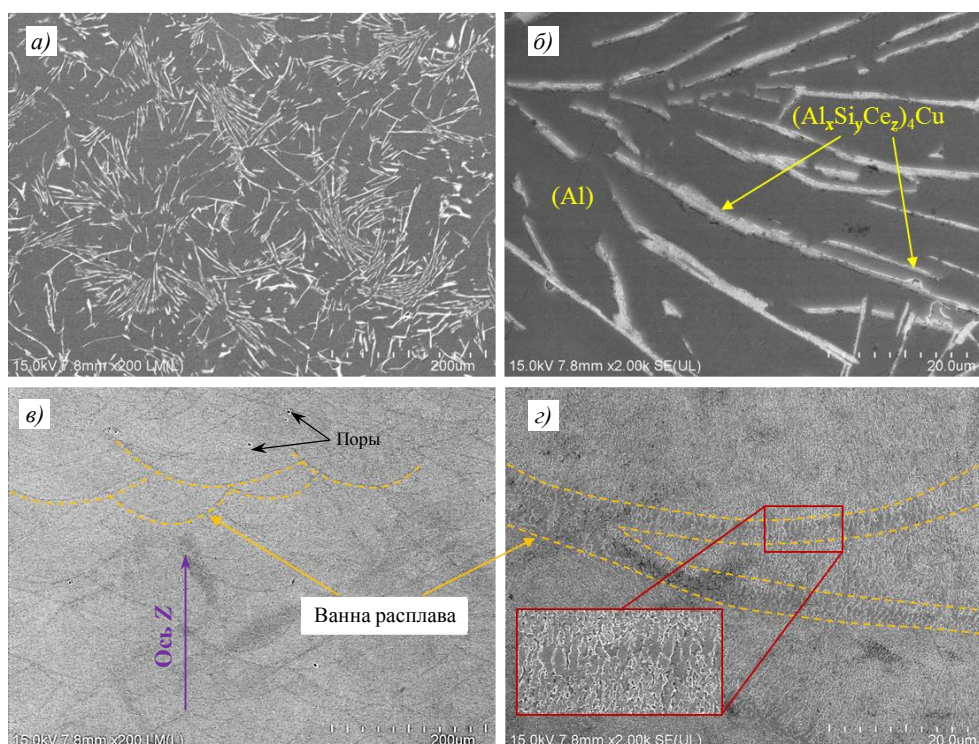


Рис. 10. Микроструктура алюминиевого сплава АЦР1У в литом состоянии (а, б) и после селективного лазерного сплавления в сечении XZ (в, г)

Образование эвтектики $[(Al) + (Al_xSi_yCu_z)_4Ce]$ косвенно подтверждают полученные результаты СПЭМ-ЭДС-анализа распределения легирующих элементов и состава структурных составляющих сплава, представленные на рис. 11. Показано преимущественное содержание Ce, Si и Cu в эвтектических ламелях первичной фазы состава, % (атомн.): 47,6Al; 16,0Si; 16,3Cu; 20,1Ce (рис. 11, спектр 2) и полное отсутствие растворимости Si и Ce в матричной фазе. По данным ЭДС анализа (рис. 11, спектр 1), концентрация меди 0,8 % (атомн.) в алюминиевой матрице в 2,6 раза превышала предел растворимости в твердом состоянии, равный 0,3 % (атомн.) в бинарной системе Al–Cu. Однако длительное старение литого сплава исключает существование пересыщенного твердого раствора замещения Al–0,8 % Cu, тем самым позволяя предположить

наличие упрочняющих наноразмерных выделений второй фазы Al_2Cu в алюминиевой матрице. В структуре литого сплава между ламелями $(Al_xSi_yCu_z)_4Ce$ также обнаружены субмикронные глобулярные частицы состава, % (атомн.): 74,0Al; 10,0Si; 8,6Mn; 6,6Fe; 0,8Cu (рис. 11, спектр 3), соответствующего объемноцентрированной кубической фазе $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$ с постоянной решетки, составляющей 1,267 нм.

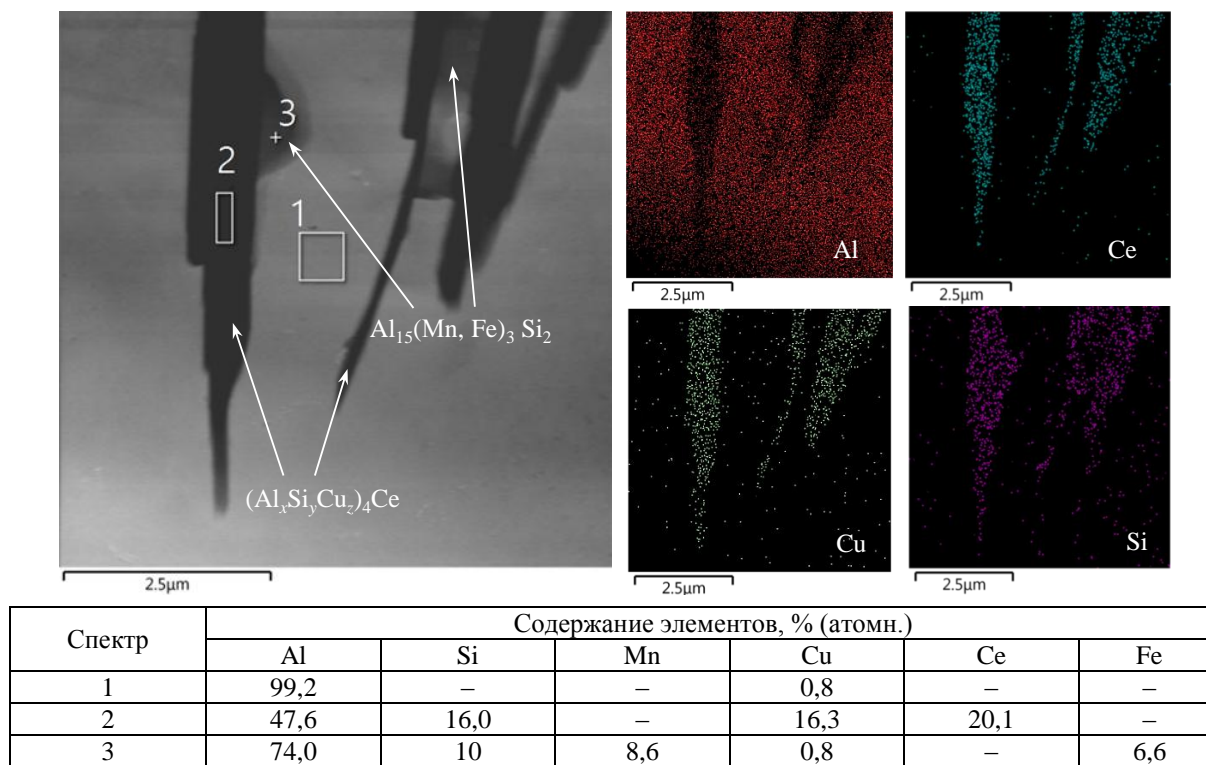


Рис. 11. Изображение структуры (СПЭМ) литого сплава АЦР1У с ЭДС-картой распределения элементов Al, Ce, Cu, Si и состав фазовых составляющих

Микроструктура сплава АЦР1У в продольном (ось Z) сечении СЛС-образцов после старения показана на рис. 10, в, г. Исследуемые образцы синтезированного материала обладали мелкодисперсной структурой с бимодальным распределением зерен по размеру, сформированной вследствие неравновесных условий (скорость теплоотвода $\sim 10^6$ К/с) кристаллизации ванн расплава и высокого температурного градиента по оси Z при лазерном синтезе на алюминиевой плите построения. На макроуровне структура состояла из ванн расплава размером 100–200 мкм, внутри которых наблюдались единичные газовые поры диаметром не более 1 мкм (рис. 10, в). Поры являлись следствием захвата расплавом молекул рабочего газа в процессе лазерного сплавления порошкового слоя.

При более высоком разрешении структуры синтезированного материала в зоне термического воздействия вдоль границ ванн расплава наблюдаются переходные слои из столбчатых зерен высотой 2–5 мкм и шириной ~ 1 мкм (рис. 10, г). Наличие столбчатых зерен объясняется направленной кристаллизацией расплава под воздействием температурного градиента вдоль оси Z. При этом рост столбчатых кристаллов от сплавленного слоя к центру ванны расплава не превышал 5 мкм. Данное ограничение, вероятно, обусловлено уменьшением градиента температур и увеличением скорости кристаллизации от края ванны расплава к ее центру.

Преимущественное направление роста кристаллов за пределами зоны термического воздействия не установлено. Размер зерен в центре ванны расплава находился в

диапазоне 0,5–1,0 мкм, что свидетельствует о более высокой скорости кристаллизации расплава в сравнении с зоной термического воздействия. Наиболее вероятной причиной сохранения мелкодисперсной бимодальной структуры синтезированного материала после старения изготовленных образцов является кристаллизация вдоль границ зерен упрочняющих частиц второй фазы в процессе СЛС, замедляющих диффузию и тем самым препятствующих рекристаллизации зерен.

Предполагаемое наличие второй фазы подтверждает характерный композиционный контраст границ зерен на рис. 10, *г*. Однако идентификация высокодисперсных фаз методами РЭМ, ЭДС и рентгенофазового анализа (РФА) технически невозможна из-за недостаточной разрешающей способности. Поэтому структуру синтезированного материала подробно исследовали методами ПЭМ ВР и дифракции электронного луча в сравнении со структурой литого сплава.

На рис. 12, *а* показано ПЭМ-изображение эвтектики [(Al) + (Al_xSi_yCu_z)₄Ce] в литом сплаве с ориентацией вдоль оси зоны [011] (Al). Электронограмма кристаллической структуры алюминиевой матрицы (вставка на рис. 12, *а*) не содержит дополнительных рефлексов, что указывает на отсутствие внутри зерен высокодисперсных выделений интерметаллидных фаз с некогерентной связью. Расчетный период гранецентрированной кубической (ГЦК) решетки (Al) – $a = 0,410$ нм незначительно (1,4 %) превышает табличное значение ($a = 0,405$ нм, ICDD PDF-2 01-071-4622). Установленное увеличение объема элементарной ячейки алюминия вызвано образованием твердого раствора замещения Al– x Cu ($x \approx 0,3$ %). Результаты исследования внутренней структуры зерен (Al) в литом сплаве АЦР1У после старения (рис. 12, *б*) показали наличие стержнеобразных выделений термостабильной фазы θ' -Al₂Cu, ориентированных вдоль $\langle 100 \rangle$ Al. Размер выделений θ' -фазы (I4/m, $a = 0,404$ нм; $c = 0,580$ нм) в среднем составлял 125 нм в длину и 5 нм в ширину. Известно, что θ' -фаза имеет важное значение в упрочнении алюминиевых сплавов – замедляет скорость ползучести путем блокирования матричных дислокаций, скольжение которых контролируется самодиффузией в решетке алюминия.

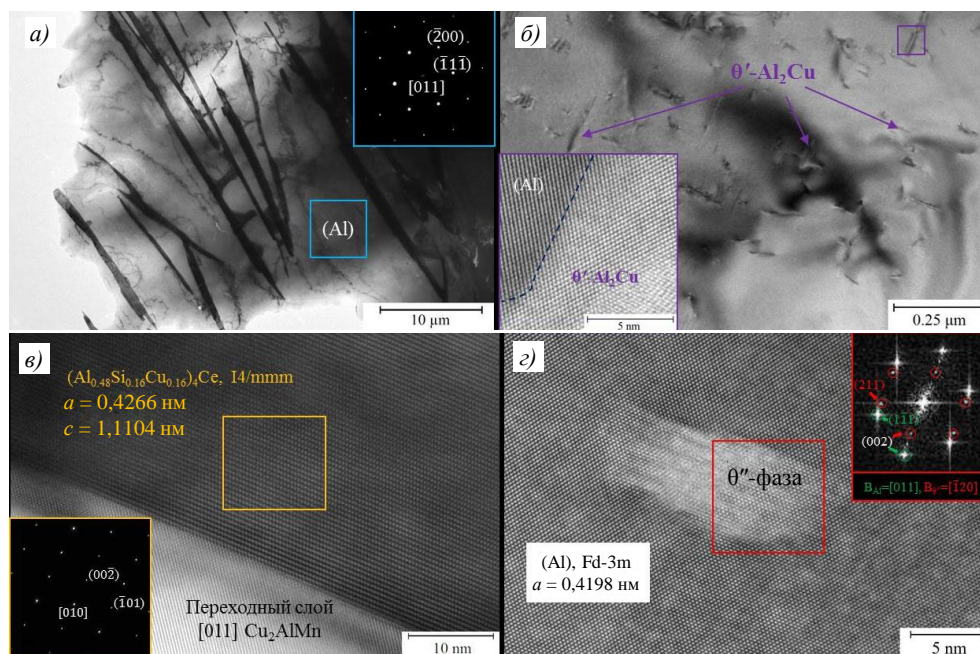


Рис. 12. ПЭМ-структура литого сплава АЦР1У вдоль оси зоны [011] (Al): *а* – эвтектика [(Al) + (Al_xSi_yCu_z)₄Ce]; *б* – выделения θ' -фазы; *в* – [010] ПЭМ ВР изображение ламелей (Al_xSi_yCu_z)₄Ce; *г* – атомная структура предвыделения θ'' -фазы

Изображение (ПЭМ ВР) атомной структуры наноразмерного θ' -выделения на межфазной границе с алюминиевой матрицей (вставка на рис. 12, б) позволило установить следующее ориентационное соотношение между решетками исследуемых фаз: θ' -Al₂Cu $\langle 100 \rangle [011] \parallel (Al) \langle 100 \rangle [011]$, указывающее на их полную когерентность вдоль направления $[011]_{(Al)}$. Необходимо отметить, что поля упругих деформаций кристаллической решетки (Al) на межфазной границе с когерентными выделениями θ' -фазы приведут к повышению уровня сопротивления вязкопластической деформации исследуемого сплава. Более подробное описание атомной структуры θ' -выделений показывает ПЭМ ВР изображение атомной структуры ламели первичной церийсодержащей фазы (рис. 12, в), полученное при ориентации электронного пучка вдоль оси $[010]$. По данным электронограммы (вставка на рис. 12, в), кристаллическая структура исследуемой фазы соответствовала соединению $(Al_xSi_yCu_z)_4Ce$ с расчетными параметрами тетрагональной ($I4/mmm$) решетки: $a = 0,4266$ нм и $c = 1,1104$ нм. Оцененные параметры элементарной ячейки $(Al_xSi_yCu_z)_4Ce$ превышают табличные значения для Al₄Ce ($a = 0,4374$ нм и $c = 1,012$ нм по ICDD PDF-2 03-065-2678), что вызвано растворением в ней атомов кремния и меди.

Интересной особенностью структуры эвтектических колоний $[(Al) + (Al_xSi_yCu_z)_4Ce]$ в сплаве АЦР1У является образование вдоль межфазной границы переходного слоя шириной 18 нм, идентифицируемого как Cu₂AlMn (ICDD PDF-2 00-025-1122 – $a = 0,5949$ нм) с фактическим периодом ГЦК-решетки – $a = 0,5963$ нм (рис. 12, в). При этом кристаллические решетки фаз $(Al_xSi_yCu_z)_4Ce$ и Cu₂AlMn частично сопряжены в соответствии с ориентационным соотношением $\{002\}[010] \parallel \{002\}[011]$. Известно, что когерентная межфазная граница между решетками фазовых составляющих вносит значительный вклад в общий уровень механических свойств сплавов. Поэтому можно предположить, что образование переходного слоя Cu₂AlMn между алюминиевой матрицей и ламелями первичной фазы $(Al_xSi_yCu_z)_4Ce$ способствует некоторому упрочнению сплава АЦР1У в литом состоянии.

Исследование с помощью ПЭМ ВР структуры матричной фазы с атомным разрешением вдоль оси зоны $[011]$ (рис. 12, з) позволило выявить наличие наноразмерных предвыделений θ'' , гетерогенно зарождающихся в результате сегрегации атомов меди на кристаллографических дефектах при старении сплава. Обнаруженные предвыделения θ'' размером 7–12 нм имели характерную пластинчатую структуру, аналогичную θ' -фазе, и преимущественную ориентацию вдоль направлений $\langle 100 \rangle_{Al}$. Такой тип структуры предвыделений является предпочтительным, так как обеспечивает минимальную энергию упругой деформации решетки на начальной стадии зарождения и роста второй фазы.

Преимущественная ориентация и рост предвыделений θ'' и фазы θ' -Al₂Cu вдоль направлений $\langle 100 \rangle_{Al}$ обусловлены когерентной связью атомных плоскостей $\{002\}$ кристаллической решетки выделений и матричной фазы, что подтверждено Фурье-преобразованием (вставка на рис. 12, з) их решеток вдоль оси зоны $[011]_{Al}$. Рассматриваемые предвыделения θ'' внутри зерен (Al) имели ориентационное соотношение $\{002\}[\bar{1}20]_{\theta''} \parallel \{002\}[011]_{(Al)}$ при этом сопряжение атомных плоскостей $\{112\}_{\theta''}$ и $\{111\}_{(Al)}$ отсутствовало (рис. 12, з), что объясняет рост выделений θ' -Al₂Cu вдоль плоскостей $\{002\}_{(Al)}$ с позиции стремления системы к минимуму свободной энергии, включающей энергию упругих деформаций решеток.

Характерное ПЭМ-изображение тонкой структуры СЛС-образцов сплава АЦР1У после старения, снятое в сечении XY при ориентации выделенного пунктирной линией зерна (Al) вдоль оси зоны $[011]$, показано на рис. 13, а. Синтезированный материал в сравнении с литым сплавом обладал однородной мелкозернистой структурой с распределенными вдоль границ зерен высокодисперсными выделениями церийсодержащих фаз (рис. 13, а, б). Средний размер зерен матричной фазы составлял ~0,5 мкм, что способствовало десятикратному росту пластичности сплава. Основной причиной измельчения

структурных составляющих сплава стало сочетание высоких теплофизических свойств и закалочных скоростей кристаллизации ванн расплава (скорость охлаждения $\sim 10^6$ К/с) при лазерном сплавлении порошкового слоя на подложке. Однако старение СЛС-образцов должно было привести к неизбежному укрупнению субмикронных зерен (Al) для минимизации избыточной поверхностной энергии системы.

Реализуемый подогрев плиты построения для релаксации усадочных и термических напряжений в синтезируемом материале способствовал гетерогенному *in-situ* зарождению и росту термостабильных частиц Al_xCe на границах зерен (дефектах кристаллического строения материала) непосредственно в процессе СЛС, что показано на рис. 13, б. Таким образом, эти высокодисперсные частицы размером до 120 нм являлись ингибиторами роста зерен при термической обработке синтезированного материала.

Наблюдаемые в сплаве вытянутые частицы размером 100–120 нм в длину и 40–60 нм в ширину при ориентации зерна (Al) в направлении оси зоны [110] (рис. 13, б) предположительно соответствовали вторичной фазе $(Al_xSi_yCu_z)_4Ce$, характеризующейся преимущественным ростом вдоль атомных плоскостей $\{100\}_{(Al)}$.

Детальный анализ атомной структуры вытянутых частиц вблизи межфазной границы раздела с алюминиевой матрицей методами ПЭМ ВР и Фурье-преобразования (рис. 13, в) подтвердил соответствие параметров кристаллической решетки (I4/mmm, $a = 0,4278$ нм и $c = 1,0946$ нм) фазе $(Al_xSi_yCu_z)_4Ce$. Сопряженность атомных плоскостей на межфазной границе $(Al_xSi_yCu_z)_4Ce-(Al)$, характерная для сплава в литом состоянии, при ориентации вторичных выделений вдоль оси зоны $[\bar{1}14]$ была полностью нарушена вследствие их гетерогенного зарождения. Состав выделений, % (атомн.): 54,7Al; 10,4Si; 15,1Cu; 19,8Ce (рис. 14, спектр 2).

Изменение морфологии и размера первичной фазы $(Al_xSi_yCu_z)_4Ce$, входящей в состав эвтектики литого сплава, вызвано полным переплавом порошкового материала при лазерном синтезе с последующим выделением частиц вторичной фазы из пересыщенного легирующими элементами твердого раствора (Al) на стадии охлаждения до температуры подогрева плиты построения. Частичное проплавление каждого предыдущего слоя по мере синтеза образцов, по-видимому, приводило к укрупнению частиц вторичных церийсодержащих фаз за счет зарождения из расплава и роста на их поверхности новых выделений.

Внутри зерен (Al) выделялись упрочняющие полукогерентные частицы θ' -фазы размером $\sim(8-15)$ нм, видимых на изображении, полученном методом ПЭМ ВР, структуры в направлении $[011]_{(Al)}$ (рис. 13, з). Темный контраст вокруг выделения свидетельствует о полях упругой деформации кристаллической решетки фазы с меньшим модулем сдвига – (Al) вдоль межфазной границы раздела, создаваемых дислокациями. На образование выделений θ' в объеме зерен состаренных СЛС-образцов также указывает содержание меди $\sim 0,97$ % (атомн.) в (Al) больше предела растворимости (рис. 14, спектр 1).

Отличительной особенностью структуры сплава АЦР1У в синтезированном состоянии являлось образование на периферии зерен (Al) когерентных частиц Al_2Ce размером ~ 60 нм (рис. 13, д). По данным Фурье-преобразования, период ГЦК-решетки частиц Al_2Ce кристаллической структуры в направлении $[\bar{1}12]$, полученный из зоны 1 на рис. 13, д, составлял $a = 0,8087$ нм. Незначительное отклонение периода решетки Al_2Ce от табличного значения ($a = 0,8055$ нм по ICDD PDF-2 00-025-1120) обусловлено растворением кремния и меди. Это подтверждено результатами СПЭМ-ЭДС анализа состава частиц Al_2Ce , % (атомн.): 55,73Al; 4,63Si; 8,49Cu; 31,15Ce (рис. 14, спектр 2).

Полную когерентность упрочняющих частиц фазы Al_2Ce и алюминиевой матрицы при ориентационном соотношении их решеток $\{113\}[\bar{1}12]_{Al_2Ce} \parallel \{111\}[011]_{(Al)}$ и

$\{111\}[\bar{1}12]_{\text{Al}_2\text{Ce}} \parallel \{002\}[011]_{(\text{Al})}$ подтверждает полученное методом ПЭМ ВР изображение кристаллической структуры межфазной границы (зона 2, рис. 13, д). Поля упругих деформаций вокруг когерентных частиц Al_2Ce также вносят вклад в увеличение термомеханических свойств синтезированного материала сплава АЦР1У за счет замедления деформации материала путем скольжения матричных дислокаций.

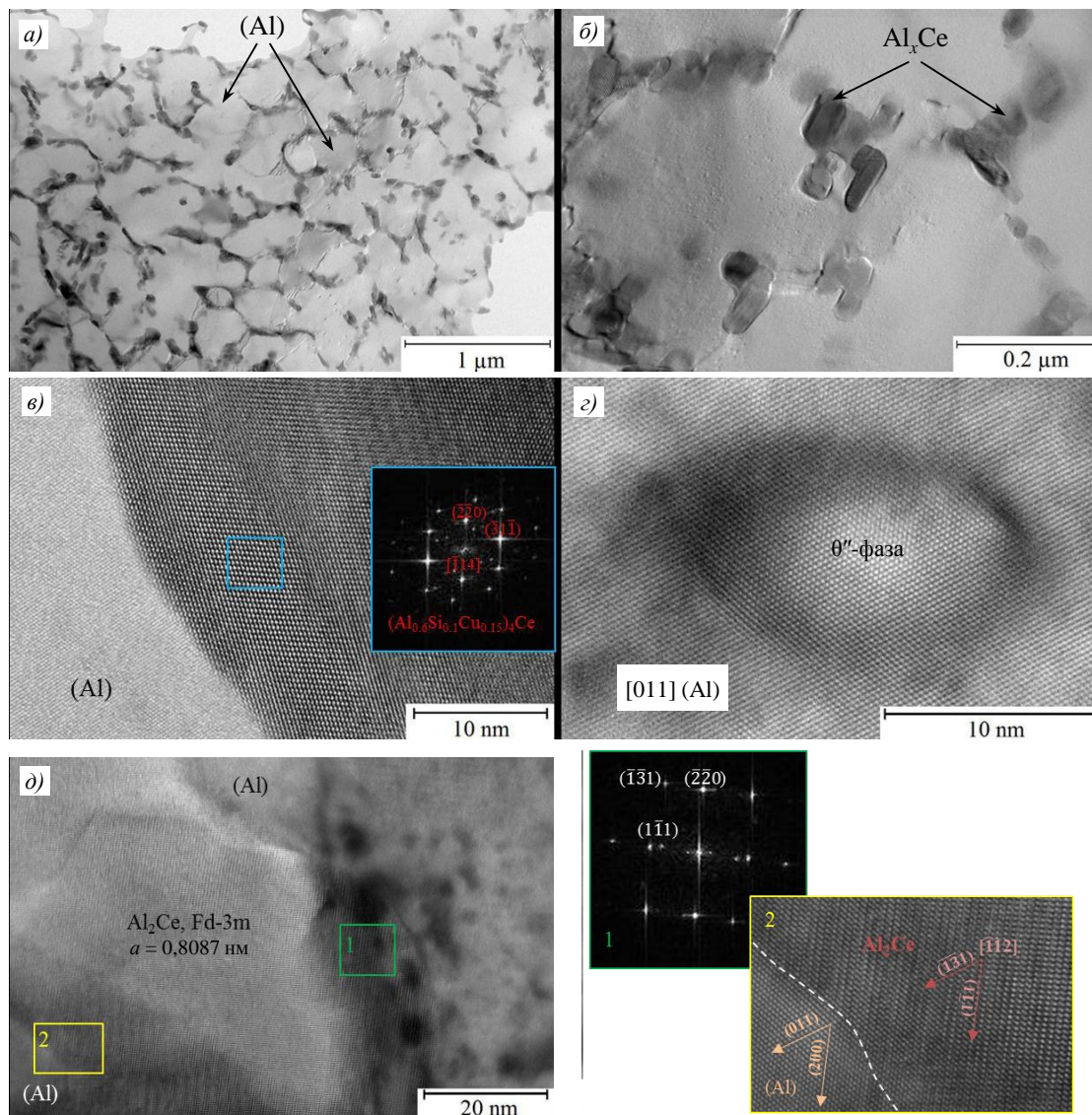
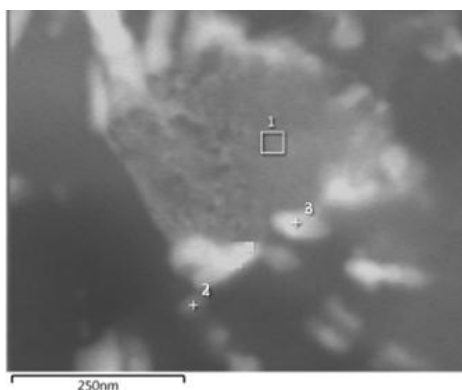


Рис. 13. Структурные особенности сплава АЦР1У в состоянии после селективного лазерного сплавления + термической обработки: а, б – изображение, полученное методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), микроструктуры сплава вдоль оси зоны $[011]$ зерна (Al); в – ПЭМ частицы $(\text{Al}_x\text{Si}_y\text{Cu}_z)_4\text{Ce}$ с атомным разрешением структуры вдоль оси зоны $[\bar{1}14]$ и соответствующим Фурье-преобразованием; г – атомная структура выделения θ' -фазы в теле зерна; д – ПЭМ высокого разрешения когерентной фазы Al_2Ce на периферии зерна с Фурье-преобразованием и изображением атомной структуры межфазной границы (Al)/ Al_2Ce

Представленные результаты структурных исследований показали, что рекордный уровень термомеханических свойств эвтектического алюминиевого сплава АЦР1У, достигнутый при переходе к аддитивной СЛС-технологии изготовления изделий, является результатом измельчения зерен (Al) до субмикронного размера

и образования вдоль межзеренных границ термостабильных высокодисперсных выделений вторичной фазы $(Al_xSi_yCu_z)_4Ce$ и когерентных частиц Al_2Ce .



Спектр	Al	Ce	Cu	Si
1	99,03	–	0,97	–
2	54,70	19,81	15,11	10,38
3	55,73	31,15	8,49	4,63

Рис. 14. Анализ состава фаз методом СПЭМ-ЭДС в синтезированном материале сплава АЦР1У

Заключения

В данной работе исследован жаропрочный алюминиевый сплав марки АЦР1У, полученный методом СЛС, и изучено влияние параметров синтеза на формирование единичных треков при сплавлении слоя порошка, а также разработан высокопроизводительный режим синтеза, обеспечивающий скорость печати $26 \text{ см}^3/\text{ч}$.

Установлено рекордное увеличение прочности и пластичности сплава при переходе от литья к технологии СЛС, связанное со значительным измельчением структурно-фазовых составляющих.

Изучены эволюция структуры и преобразование фазового состава сплава при СЛС и показано, что увеличение уровня механических свойств сплава АЦР1У после СЛС вызвано следующими факторами:

- образованием мелкозернистой (ячеистой) структуры, которая значительно повышает прочность материала по механизму Холла–Петча, а также его пластичность;
- выделением вдоль границ ячеек мелкодисперсных термически стабильных церий-содержащих фаз типа $(Al_xSi_yCu_z)_4Ce$;
- уменьшением размера первичных выделений второй фазы с более благоприятной морфологией, что снижает склонность сплава к хрупкому разрушению, обеспечивая его повышенную пластичность;
- большая степень пересыщения алюминиевого твердого раствора легирующими элементами (Cu, Mn, Si, Ce) после неравновесной кристаллизации в условиях СЛС вносит дополнительный вклад в увеличение прочности (по твердорастворному механизму).

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

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

Благодарности

Авторы выражают благодарность специалистам НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ А.М. Рогалеву и С.Э. Куркину за существенный вклад в организацию и проведение работ по отработке режимов селективного лазерного сплавления.

Список источников

1. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 186–194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.
2. Колобнев И.Ф. *Жаропрочность литейных алюминиевых сплавов (структура и свойства)*. 2-е изд. М.: Металлургия, 1973. 320 с.
3. *Авиационные материалы: справочник в 13 т. / под общ. ред. Е.Н. Каблова*. 7-е изд., перераб. и доп. М.: ВИАМ, 2008. Т. 4: Алюминиевые и бериллиевые сплавы. Ч. 2: Литейные алюминиевые сплавы и сплавы на основе бериллия. С. 58–59.
4. Белов Н.А., Наумова Е.А., Акоюн Т.К. Эвтектические сплавы на основе алюминия: новые системы легирования. М.: Руда и Металлы, 2016. С. 173–174.
5. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Бакрадзе М.М., Неруш С.В., Крупнина О.А. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 1. Материалы и технологии синтеза // *Электротехнология*. 2022. № 1. С. 2–12. DOI: 10.31044/1684-5781-2022-0-1-2-12.
6. 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. Материалы и технологии синтеза // *Электротехнология*. 2022. № 4. С. 15–25. DOI: 10.31044/1684-5781-2022-0-4-15-25.
7. Захаров В.В. Алюминиевые сплавы для аддитивных технологий // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2021. № 5 (791). С. 3–8.
8. Aboulkhair N.T., Simoneli M., Parry L. et al. 3D printing of Aluminium alloys: Additive Manufacturing of Aluminium alloys using selective laser melting // *Progress in materials science*. 2019. Vol. 106. Art. 100578.
9. Lathabai S. Additive Manufacturing of Aluminium-Based Alloys and Composites // *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*. Elsevier, 2018. P. 47–92. DOI: 10.1016/B978-0-08-102063-0.00002-3.
10. Herzog D., Vanessa S., Wycisk E., Emmelmann C. Additive manufacturing of metals // *Acta Materialia*. 2016. Vol. 117. P. 371–392. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.
11. Дынин Н.В., Заводов А.В., Оглодков М.С., Хасиков Д.В. Влияние параметров процесса селективного лазерного сплавления на структуру алюминиевого сплава системы Al–Si–Mg // *Труды ВИАМ*. 2017. № 10 (58). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.01.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-10-1-1.
12. Фомина М.А., Дынин Н.В., Шуртаков С.В., Морозова С.Е. Коррозионное поведение алюминиевого сплава системы Al–Si–Mg, синтезированного методом селективного лазерного сплавления // *Труды ВИАМ*. 2018. № 4 (64). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.01.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-4-91-100.
13. Князев А.Е., Востриков А.В. Рассев порошков в аддитивном и гранульном производствах (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2020. № 11 (93). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.01.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-11-11-20.
14. Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Шуртаков С.В., Зайцев Д.В. К вопросу о разработке физической модели кристаллизации трека в процессе селективного лазерного сплавления жаропрочных сплавов // *Роль фундаментальных исследований при реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»: материалы VII Всерос. конф.* М.: ВИАМ, 2021. С. 149–161.
15. Лукина Е.А., Зайцев Д.В., Сбитнева С.В., Заводов А.В. Селективный лазерный синтез жаропрочного никелевого сплава: структурные аспекты // *Фотоника*. 2017. № 4. С. 36–46.

References

1. Antipov V.V. Prospects for development of aluminium, magnesium and titanium alloys for aerospace engineering. *Aviacionnyye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 186–194. DOI: 10.18577/2107-9140-2017-0-S-186-194.
2. Kolobnev I.F. *Heat resistance of cast aluminum alloys (structure and properties)*. 2nd ed. Moscow: Metallurgiya, 1973, 320 p.
3. *Aviation materials: a reference book in 13 vols*. Ed. E.N. Kablova, 7th ed., revised. and additional. Moscow: VIAM, 2008, vol. 4: Aluminum and beryllium alloys, part 2: Cast aluminum alloys and alloys based on beryllium, pp. 58–59.

4. Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T.K. *Aluminum based eutectic alloys: new alloying systems*. Moscow: Ore and Metals, 2016, pp. 173–174.
5. Kablov E.N., Evgenov A.G., Bakradze M.M., Nerush S.V., Krupnina O.A. New generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts FSUE "VIAM". Part 1. Materials and synthesis technologies. *Electrometallurgiya*, 2022, no. 1, pp. 2–12. DOI: 10.31044/1684-5781-2022-0-1-2-12.
6. 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 FSUE "VIAM". Part 3. Materials and synthesis technologies. *Electrometallurgiya*, 2022, no. 4, pp. 15–25. DOI: 10.31044/1684-5781-2022-0-4-15-25.
7. Zakharov V.V. Aluminum alloys for additive technologies. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*, 2021, no. 5 (791), pp. 3–8.
8. Aboulkhair N.T., Simoneli M., Parry L. et al. 3D printing of Aluminium alloys: Additive Manufacturing of Aluminium alloys using selective laser melting. *Progress in materials science*, 2019, vol. 106, art. 100578.
9. Lathabai S. Additive Manufacturing of Aluminium-Based Alloys and Composites. *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*. Elsevier, 2018, pp. 47–92. DOI: 10.1016/B978-0-08-102063-0.00002-3.
10. Herzog D., Vanessa S., Wycisk E., Emmelmann C. Additive manufacturing of metals. *Acta Materialia*, 2016, vol. 117, pp. 371–392. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.
11. Dynin N.V., Zavodov A.V., Oglodkov M.S., Khasikov D.V. The influence of process parameters of selective laser melting on the structure of aluminum alloy Al–Si–Mg system. *Trudy VIAM*, 2017, no. 10 (58), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 20, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-10-1-1.
12. Fomina M.A., Dynin N.V., Shurtakov S.V., Morozova S.E. Corrosion behavior of Al–Si–Mg alloy made by selective laser melting method. *Trudy VIAM*, 2018, no. 4 (64), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 20, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-4-91-100.
13. Knyazev A.E., Vostrikov A.V. Sieving of powders additive and powder manufacturings (review). *Trudy VIAM*, 2020, no. 11 (93), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 20, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-11-11-20.
14. Lukina E.A., Zaitsev D.V., Sbitneva S.V., Zavodov A.V. Selective laser synthesis of heat-resistant nickel alloy: structural aspects. *Fotonika*, 2017, no. 4, pp. 36–46.
15. Evgenov A.G., Petrushin N.V., Shurtakov S.V., Zaitsev D.V. On the issue of developing a physical model of track crystallization in the process of selective laser melting of heat-resistant alloys. *The role of fundamental research in the implementation of the "Strategic directions for the development of materials and technologies for their processing for the period up to 2030": materials of VII All-Russian. conf. Moscow: VIAM, 2021, pp. 149–161.*

Информация об авторах

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

Капланский Юрий Юрьевич, ведущий инженер, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Дынин Николай Витальевич, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Бенариев Ильяс, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Савичев Илья Дмитриевич, инженер, 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

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

Nikolay V. Dynin, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Ilyas Benarieb, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Ilya D. Savichev, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, ad-min@viam.ru

Статья поступила в редакцию 13.12.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 13.12.2022.
The article was submitted 13.12.2022; approved and accepted for publication after reviewing 13.12.2022.