

УДК 669.017

Д.К. Рябов<sup>1</sup>, В.В. Антипов<sup>1</sup>, В.А. Королев<sup>1</sup>, П.Н. Медведев<sup>1</sup>**ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СИЛУМИНА, ПОЛУЧЕННОГО С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕХНОЛОГИИ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СИНТЕЗА**

DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-44-51

*Аддитивные технологии позволяют получать детали из широкого спектра материалов, включая алюминиевые сплавы. При этом качество полученных деталей зависит от правильного выбора тех или иных параметров технологического процесса. Представлены результаты исследований силумина марки AlSi10Mg, полученного по технологии селективного лазерного синтеза, а также исследованы механические свойства, структура и текстура материала.*

*Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 10.3. «Технологии атомизации для получения мелкодисперсных высококачественных порошков сплавов на различной основе для аддитивных технологий и порошков припоев для пайки» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»)* [1].

**Ключевые слова:** сплав АК9ч., селективное лазерное сплавление, термическая обработка, аддитивные технологии, прочность.

*Additive technologies allow parts preparation from wide range of materials, including aluminum alloys. Quality of the parts depends on correct choice of different parameters of technological process. Results of investigation of AlSi10Mg alloy made by the selective laser sintering technology are presented in the article. Results of research of mechanical properties, structures and texture are introduced.*

*The work is carried out under the realization of integrated research area 10.3. «Technologies of atomization for producing high quality metallic powders for additive manufacturing and powder for brazing» («The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period till 2030»)* [1].

**Keywords:** AK9ch alloy, SLM, heat treatment, additive manufacturing, strength.

<sup>1</sup>Федеральное 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**

Применение материалов и развитие производственных технологий нового поколения позволяют существенно повысить эксплуатационные характеристики изделий авиационной техники и машиностроения. В настоящее время большим потенциалом обладают аддитивные технологии изготовления деталей, что связано с высокой материалоэффективностью процесса и возможностью получения сложных по геометрической форме образцов с использованием бионического дизайна [1]. Кроме того, данные технологии позволяют применять новые материалы и получать лучшие механические свойства, чем у материалов, полученных по традиционным технологиям [2]. Проектирование деталей с учетом преимущества использования аддитивных технологий взамен классического литья в перспективе может существенно снизить массу отдельных элементов конструкции за счет оптимизации формы на основании прочностного расчета [3]. При этом они могут быть использованы для материалов нового поколения с повышенными служебными характеристиками [4, 5].

Использование технологий селективного лазерного синтеза (СЛС) металлических порошков позволяет изготавливать детали ответственного назначения из титановых и никелевых сплавов [6, 7]. В мире также проводятся исследования по возможности применения данных технологий для алюминиевых сплавов [8–10]. Алюминиевые сплавы являются базовым материалом для ряда сложных технических систем, они обладают высокими показателями прочности при низкой в сравнении со сталями плотностью. В зависимости от системы легирования и термической обработки возможно получать различные показатели прочности, трещиностойкости и коррозионной стойкости [11–14]. Широко применяемой группой алюминиевых сплавов являются силумины, которые обладают хорошими литейными свойствами, однако по прочности они уступают сплавам на основе систем Al–Cu и Al–Zn. Введение магния в состав силуминов позволяет упрочнять их благодаря формированию фазы Mg<sub>2</sub>Si [15, 16], что повышает их характеристики прочности и делает их чувствительными к проведению закалки и последующего искусственного старения.

В настоящее время в мире имеется ряд коммерческих алюминиевых порошков, применяющихся для технологий трехмерной печати. Самой распространенной маркой является порошок сплава AlSi10Mg на основе системы Al–Si. Исследования, проводимые с данным материалом, показали, что по уровню механических характеристик материал, полученный по СЛС технологии, может превосходить отливки, полученные традиционным способом [17–19]. Тем не менее получение качественной заготовки зависит от ряда технологических факторов, таких как параметры лазерного луча, скорость сканирования и температуры нагрева платформы. Варьируя данные параметры, можно получать различный уровень свойств, а также различное количество дефектов, таких как усадочные поры, возникающие в процессе расплавления и быстрой кристаллизации слоев.

#### Материалы и методы

Для проведения исследований использовали порошок сплава AlSi10Mg производства компании EOS. Состав исследуемого порошка представлен в табл. 1, гранулометрический состав 20–40 мкм.

Для получения заготовок компактных образцов использовали установку EOS M290 (мощность лазера установки 400 Вт, скорость сканирования – до 7 м/с). Синтез проводили с различной температурой подогрева платформы: 30 и 200°C.

Механические свойства определяли по ГОСТ 1497 на круглых образцах с использованием универсальной испытательной машины Zwick/Roell. Заготовки образцов изготавливали в двух направлениях: перпендикулярно (*Z*) и параллельно (*X*) рабочей подложке, при этом после синтеза и термической обработки образцы проходили механическую обработку.

Термическую обработку проводили в печах с принудительной циркуляцией воздуха, закалку – в холодной воде. В качестве режимов термической обработки выбран отжиг при температуре

250–300°C с регламентированным охлаждением до температуры 200°C, последующим охлаждением на воздухе и закалкой с температуры 535°C с последующим искусственным старением при температуре 175°C. Температура закалочной среды составляла 24°C.

Микроструктуру исследовали методами оптической микроскопии при помощи микроскопа Olympus GX-51, оснащенного цифровой камерой. Прямые полюсные фигуры строили с использованием дифрактометра EMPYREAN фирмы PanAlytical, оснащенного текстурным пятикоординатным столиком. Съемка проведена в монохроматическом  $\text{Cu } K_{\alpha}$ -излучении.

#### Результаты и обсуждение

Основным дефектом в синтезированных алюминиевых сплавах является пористость, которая может иметь несколько разновидностей:

- газовая пористость, представляющая собой сферические поры диаметром не более 50–80 мкм, возникающие в процессе выделения водорода как из самих частиц, так и из поверхностных слоев (адсорбированный водород, в том числе из влаги);

- усадочная пористость, возникающая в процессе кристаллизации за счет различного заполнения алюминиевым расплавом полостей. Данные поры обычно имеют сложную неправильную форму.

Для определения пористости материала в зависимости от параметров нагрева подложки проведены исследования нетравленных шлифов в светлом поле непосредственно после синтеза. На рис. 1 представлена типичная структура материала.

В структуре материала присутствуют поры, имеющие сферическую форму, что свидетельствует о газовой природе данного дефекта. Размер пор в материале, синтезированном при 30°C, составляет 2–45 мкм, при повышении температуры нагрева подложки размер пор незначительно снижается до 2–38 мкм.

Термическая обработка также может изменять пористость вследствие развития двух процессов. Первый – диффузионный – приводит к измене-

Таблица 1

Химический состав порошков из сплава AlSi10Mg различных производителей

Элемент	Содержание элементов, % (по массе), в порошке марки	
	EOS AlSi10Mg	LPW AlSi10Mg
Al	Основа	Основа
Si	9,32	9,17
Fe	0,17	0,20
Cu	0,03	0,0003
Mn	0,007	0,003
Mg	0,33	0,29
Ni	0,009	0,006
Zn	0,080	0,002
Pb	0,0018	0,0008
Sn	0,007	0,002
Ti	0,011	0,009
Примеси (Ti+Zr)	Отсутствуют	

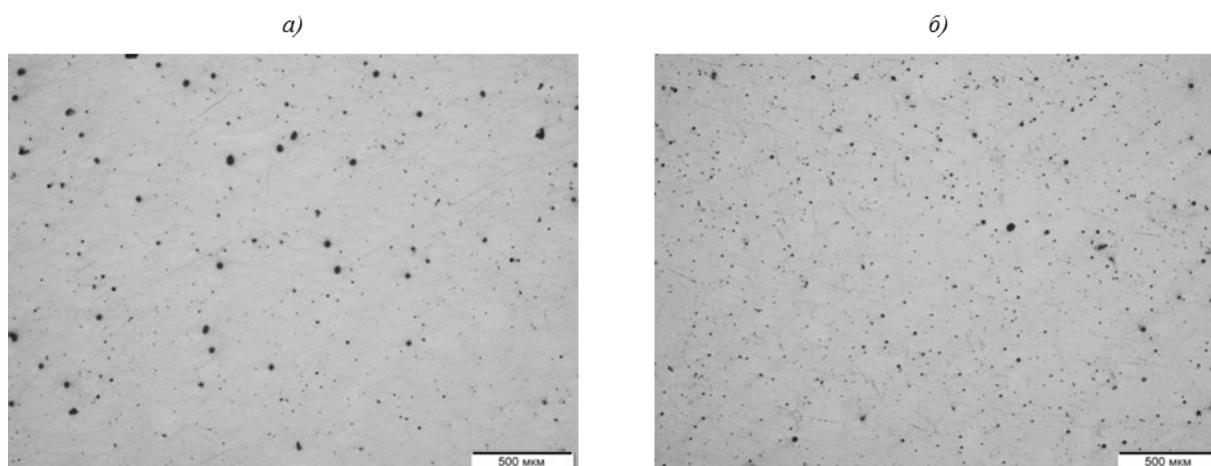


Рис. 1. Характерное изображение структуры синтезированного материала, полученного с температурой подогрева платформы 30 (а) и 200°C (б)

Таблица 2

**Пористость образцов из материала AlSi10Mg, полученных по различным режимам**

Вид термообработки	Пористость, % (объемн.), при температуре подложки, °С	
	30	200
Синтез	0,81–1,01	0,92–1,11
Отжиг	0,75–0,98	0,71–0,91
Закалка+искусственное старение	1,67–1,99	1,86–2,16

нию размера пор за счет движения атомов в процессе нагрева, второй – газовый – к увеличению пор. Проведена оценка пористости синтезированного алюминиевого материала, обработанного по различным режимам термической обработки (табл. 2).

В связи с тем что растворимость водорода зависит от температуры, при нагреве алюминиевых сплавов может наблюдаться водородная пористость. Аналогичные зависимости наблюдаются и для синтезированного материала. В материале после закалки и искусственного старения наблюдается повышение количества сферических пор, имеющих газовую природу. Нагрев под закалку осуществляется при высоких температурах, что приводит к выделению водорода из алюминиевого твердого раствора, что в конечном итоге обеспечивает появление газовой пористости. В свою очередь, применение отжига практически не влияет на изменение пористости.

Проведено исследование микроструктуры после синтеза с различными параметрами и термической обработкой. На рис. 2 представлена микроструктура материала, синтезированного при различных температурах подложки. Структура материала является типичной для образцов, полученных с использованием технологии СЛС. Нагрев до температур отжига при исследуемой длительности выдержки не оказывает влияния на микроструктуру, размеры трековых областей зависят исключительно от параметров лазерного луча.

Необходимо отметить, что в структуре материала не наблюдается включений кремния, характерных для классических силуминов, полученных по литейной технологии, что связано с высокими скоростями кристаллизации и малым размером зоны термического воздействия при лазерном синтезе.

При больших увеличениях в структуре сплава можно заметить своеобразную темную сетку внутри трековых областей, которая является скоплением кремниевой фазы (рис. 3). При этом видно, что на межтрековых областях размер ячеек больше, что связано с повышенным тепловложением в процессе СЛС. Приграничные области испытывают дополнительный разогрев при прохождении соседнего пучка, что приводит к огрублению структуры. Кроме того, в «бассейнах», полученных от прохода луча, наблюдается столбчатый характер структуры, что связано с особенностями теплоотвода.

Отжиг не приводит к изменению микроструктуры синтезированного материала, в нем сохраняется ультрамелкая структура с ячейками, состоящими из алюминиевой матрицы, окруженной кремниевой фазой. Тем не менее исследование микрошлифов материала, полученного после закалки и искусственного старения (рис. 4) показало, что в процессе высокотемпературной термической обработки структура материала полностью перестраивается. Исчезает сетка из кремниевой фазы, при этом наблюдаются фазы двух типов: крупная фаза неправильной формы и иголь-

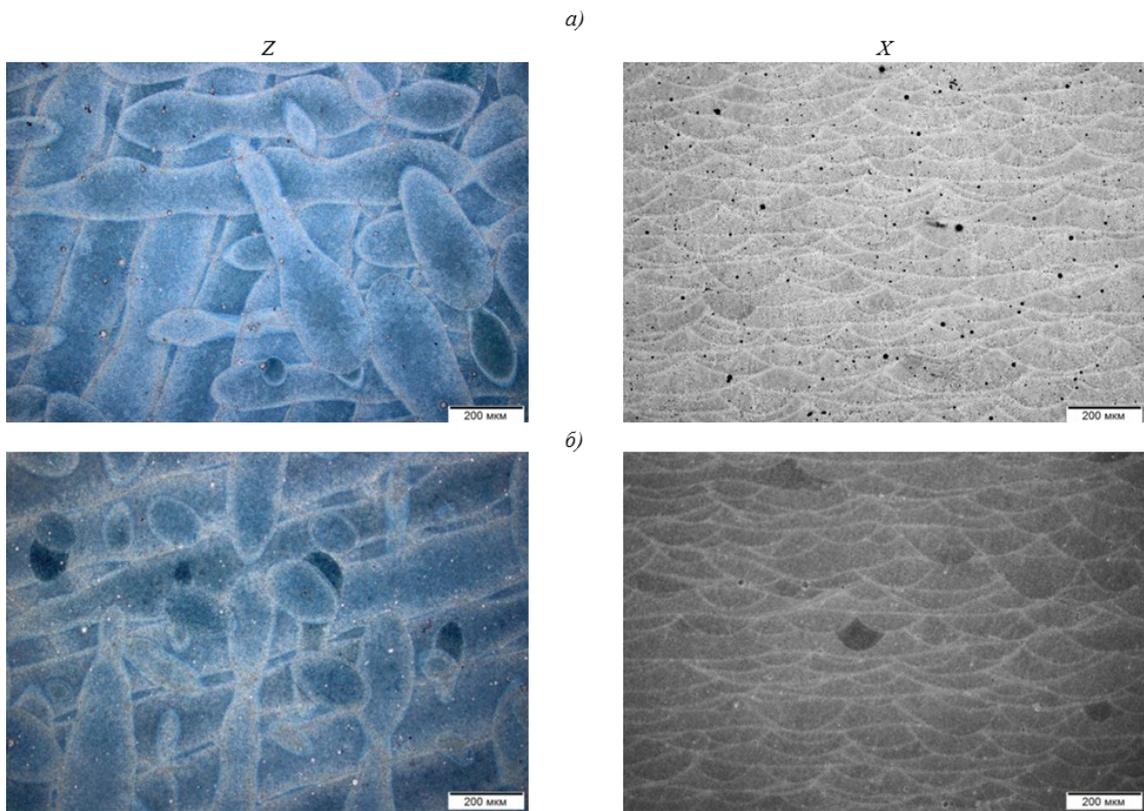


Рис. 2. Типичная микроструктура материала, синтезированного при различных температурах подложки: 30 (а) и 200°C (б)

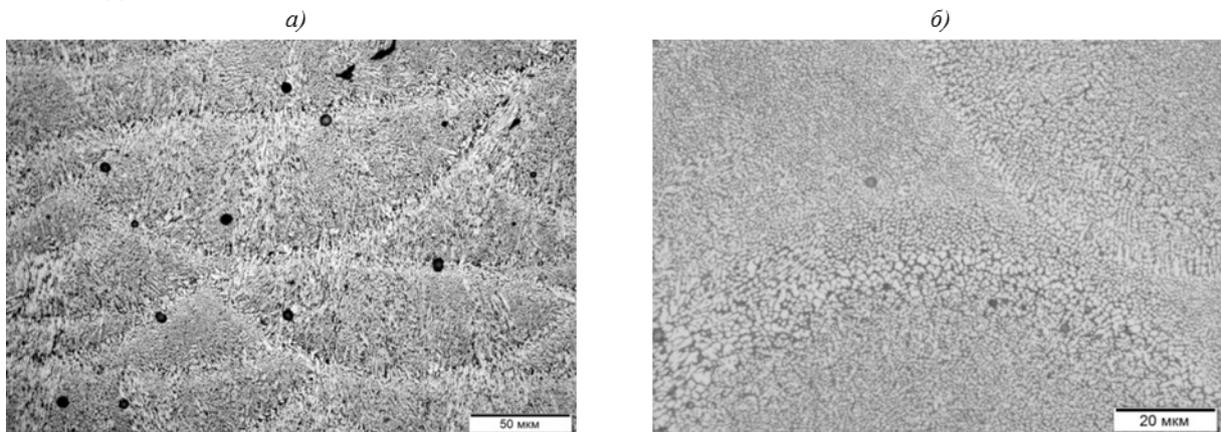


Рис. 3. Микроструктуры синтезированного материала (×1000)

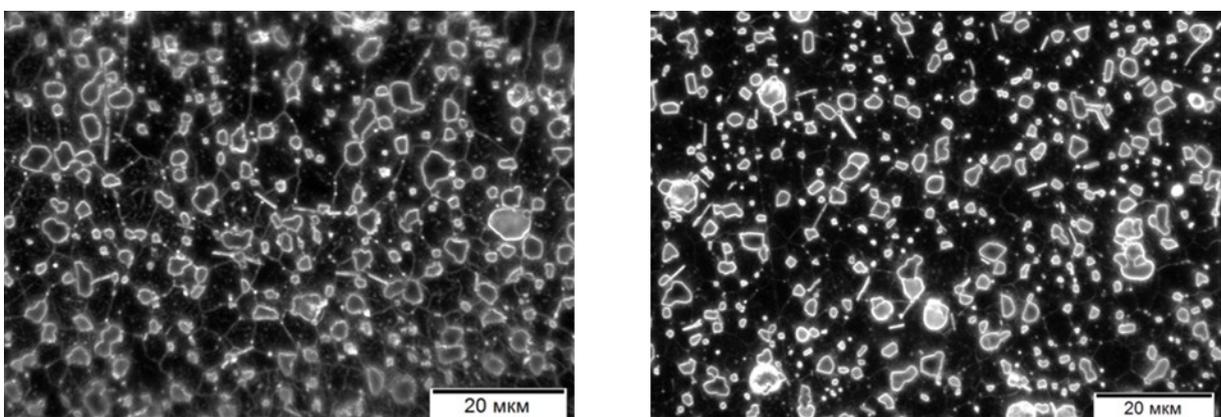


Рис. 4. Микроструктура (темнопольное изображение) материала AlSi10Mg после закалки и искусственного старения

Таблица 3

**Механические свойства материала AlSi10Mg после различных параметров термической обработки (средние значения)**

Состояние	Направление вырезки образца	Предел текучести	Предел прочности	Относительное удлинение $\delta_5$ , %
		МПа		
Температура подложки 30°C				
Синтезированное	X	232	448	7,9
	Z	235	452	6,9
Отожженное	X	180	292	15,2
	Z	180	308	13,6
Закаленное+искусственно состаренное	X	210	290	7,4
	Z	225	278	6,2
Температура подложки 200°C				
Синтезированное	X	197	322	10,3
	Z	205	350	6,9
Отожженное	X	167	272	15,0
	Z	167	282	12,7
Закаленное+искусственно состаренное	X	235	297	10,8
	Z	230	290	11,5

чая фаза. Крупная фаза имеет кремниевую природу и формируется за счет диффузии атомов кремния в процессе температурного воздействия, при этом данная фаза формируется как по границам треков, так и внутри них. Игольчатая фаза имеет в своем составе железо.

Проведены испытания по определению механических свойств синтезированного материала после различных режимов термической обработки (табл. 3). Из сравнения результатов испытаний видно, что процесс синтеза с высокой температурой подложки обеспечивает более высокие показатели пластичности материала, однако при этом существенно снижаются механические свойства.

Необходимо отметить, что в материале наблюдается анизотропия по механическим свойствам: прочность в направлении печати превосходит прочностные характеристики образцов в поперечном направлении, при этом по характеристикам относительного удлинения существует обратная анизотропия. Применение отжига существенно снижает прочность образцов и повышает относительное удлинение, а применение закалки и искусственного старения устраняет анизотропию механических свойств, кроме того, наложение закалки устраняет разницу в характеристиках прочности между образцами, полученными при различной температуре подложки. При этом применение отжига сильнее снижает предел прочности и в меньшей степени предел текучести. Таким образом, в зависимости от требований к конструкции целесообразно выбирать ту или иную термическую обработку. Кроме того, в работе [20] показано, что применение закалки и старения позволяет нивелировать анизотропию по характеристикам малоциклового усталости, которая достигает существенной разницы в синтезированном материале.

С учетом того, что в материале обнаружена анизотропия механических свойств, проведены рентгеноструктурные исследования. Кристаллографическая текстура всех образцов описывается аксиальной текстурой с осью  $\langle 100 \rangle$  в направлении Z. Съемка прямых полюсных фигур (ППФ) с перпендикулярной плоскости XY характеризует ориентацию зерен в плоскости построения, а съемка ППФ с плоскости XZ – слоев по высоте образца (Z). Их полное соответствие указывает на однородность текстуры по толщине исходного образца. ППФ от образца к образцу не меняются, поэтому можно сделать вывод о том, что исследуемые режимы термической обработки не вносят изменения в кристаллографическую текстуру. На рис. 5 и 6 показаны типичные ППФ материала.

Значения остаточных напряжений приведены в табл. 4. В образце в синтезированном состоянии – напряжения растягивающие. Низкотемпературные отжиги не приводят к качественному изменению напряжений, они также остаются растягивающими. Остаточные напряжения после закалки и искусственного старения снижаются и становятся сжимающими.

Таким образом, применение различных видов термической обработки не приводит к значимому изменению внутренних напряжений, лишь проведение закалки и искусственного старения обеспечивает изменение знака напряжений. Это можно связать с особенностями быстрого охлаждения при закалке, что является типичным для термически упрочняемых алюминиевых сплавов.

Полученные результаты могут свидетельствовать о хорошей перспективе применения материалов типа силумин для изготовления деталей с использованием технологий СЛС, однако при разработке технологий печати необходимо учитывать влияние различных факторов на конечный комплекс служебных характеристик материала.

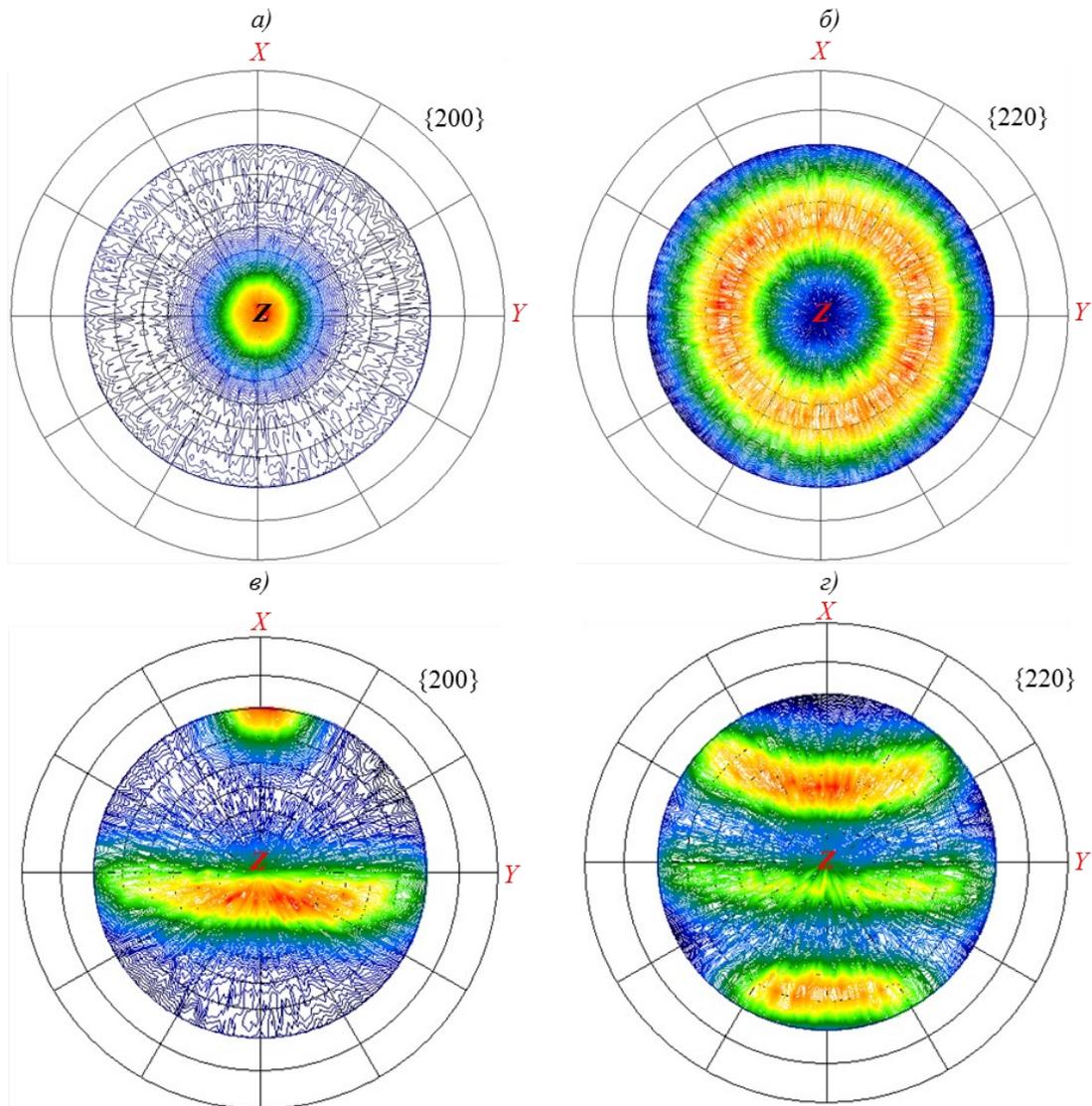


Рис. 5. Прямые полюсные фигуры {200} (а, в) и {220} (б, г) для образца в синтезированном состоянии: а, б – плоскость XY перпендикулярна направлению Z; в, г – плоскость XZ перпендикулярна направлению Y

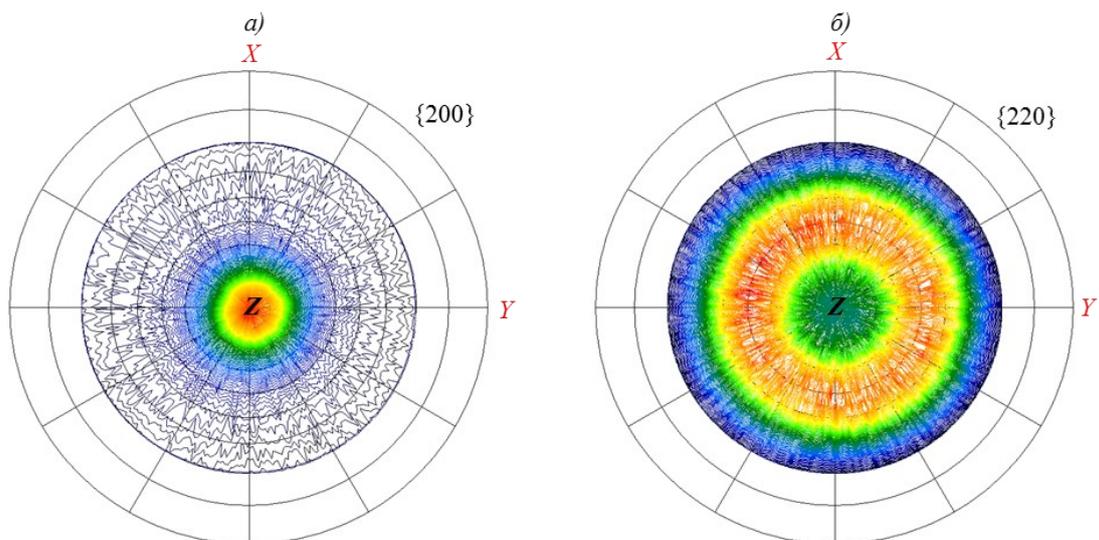


Рис. 6. Прямые полюсные фигуры {200} (а) и {220} (б) для образца после термообработки (закалка+искусственное старение)

Таблица 4

## Остаточные напряжения в образцах из материала AlSi10Mg

Режимы термообработки	Остаточные напряжения, МПа	
	в направлении X в плоскости XY	в направлении Z в плоскости XZ
В исходном состоянии	36,5±8,1	27,9±6,4
Закалка+старение	-19,9±4,8	-1,6±5,5
Отжиг	46,2±9,1	45,7±6,1

## Заклучения

Применение технологии СЛС для порошка AlSi10Mg приводит к получению компактного материала, в структуре которого наблюдаются поры с объемной долей ~1%, имеющие газовую природу. Применение закалки и искусственного старения приводит к повышению пористости, что связано с выделением водорода при высокотемпературном нагреве.

По уровню механических свойств синтезированный материал превосходит литейный аналог. Повышение температуры подложки приводит к снижению механических свойств на ~20%, полная термическая обработка – к выравниванию механических свойств и устранению анизотропии.

Синтез при температуре 200°C приводит к снижению характеристик прочности вследствие образования более крупной структуры.

Применение отжига повышает уровень отно-

сительного удлинения и одновременно снижает уровень механических характеристик на ~25%, что связано с коагуляцией кремния на границах ячеек. Микроструктура материала представляет собой твердый раствор алюминия, окруженный сеткой из кремния. С повышением температуры термической обработки размер кремниевых частиц укрупняется, что приводит к исчезновению сетки после обработки материала на твердый раствор.

Синтезированный материал имеет аксиальную текстуру с осью <100>, которая сохраняется после исследуемых видов термической обработки. Синтез при температуре 200°C приводит к невысоким внутренним напряжениям, операция отжига несколько увеличивает напряжения, применение закалки и искусственного старения приводит к изменению знака напряжений.

## ЛИТЕРАТУРА

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. Евгенов А.Г., Роголев А.М., Неруш С.В., Мазалов И.С. Исследование свойств сплава ЭП648, полученного методом селективного лазерного сплавления металлических порошков // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2015. №2. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.07.2016). DOI:10.18557/2307-6046-2015-0-2-2-2.
3. Чумаков Д.М. Перспективы использования аддитивных технологий при создании авиационной и ракетно-космической техники // *Труды МАИ: электрон. журн.* 2014. Вып. 78. URL: <http://www.mai.ru/science/trudy/> (дата обращения 02.08.2016).
4. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 7–17.
5. Каблов Е.Н. России нужны материалы нового поколения // *Редкие земли*. 2014. №3. С. 8–13.
6. Vrancken B., Thijs L., Kruth J. P. et al. Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting: Microstructure and mechanical properties // *Journal of Alloys and Compounds*. 2012. Vol. 541. P. 177–185.
7. Guan K., Wang Z. M., Gao M. et al. Effects of processing parameters on tensile properties of selective laser melted 304 stainless steel // *Materials & Design*. 2013. Vol. 50. P. 581–586.
8. Sercombe T., Schaffer G. Rapid manufacturing of aluminum components // *Science*. 2003. Vol. 301 (5637). P. 1225–1227.
9. Bremen S., Meiners W., Diatlov A. Selective Laser Melting // *Laser Technic Journal*. 2012. No. 9 (2). P. 33–38.
10. Vilaro T., Colin C., Bartout J. D. et al. Microstructural and mechanical approaches of the selective laser melting process applied to a nickel-base superalloy // *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*. 2012. Vol. 534. P. 446–451.
11. Рябов Д.К., Колобнев Н.И. Изменение механических свойств сплава 1913 при двухступенчатом искусственном старении // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. №4. С. 3–7.
12. Колобнев Н.И., Бер Л.Б., Хохлатова Л.Б., Рябов Д.К. Структура, свойства и применение сплавов системы Al–Mg–Si–(Cu) // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2011. №9. С. 40–45.
13. Антипов В.В., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б. Развитие алюминий-литиевых сплавов и многоступенчатых режимов термической обработки // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 183–195.
14. Илларионов Э.И., Колобнев Н.И., Горбунов П.З.,

- Каблов Е.Н. Алюминиевые сплавы в авиакосмической технике. М.: Наука, 2001. 192 с.
15. Каблов Е.Н. Авиакосмическое материаловедение // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2008. №3. С. 2–14.
  16. Корнышева И.С., Волкова Е.Ф., Гончаренко Е.С., Мухина И.Ю. Перспективы применения магниевых и литейных алюминиевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 212–222.
  17. Kempen K., Thijs L., Van Humbeeck J., Kruth J.P. Mechanical Properties of AlSi10Mg Produced by Selective Laser Melting // Phys. Procedia. 2012. Vol. 39. P. 439–446.
  18. Olakanmi E.O. Selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of pure Al, Al–Mg, and Al–Si powders: Effect of processing conditions and powder properties // J. Mater. Process. Tech. 2013. Vol. 213. P. 1387–1405.
  19. Brandl E., Heckenberger U., Holzinger V. et al. Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior // Materials & Design. 2012. Vol. 34. P. 159–169.
  20. Prashanth K.G., Scudino S., Klauss H.J. Microstructure and mechanical properties of Al–12Si produced by selective laser melting: Effect of heat treatment // Materials Science & Engineering: A. 2014. Vol. 590. P. 153–160.