

УДК 621.791.724

*Н.В. Дынин¹, А.В. Заводов¹, М.С. Оглодков¹, Д.В. Хасиков¹***ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА
СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ
НА СТРУКТУРУ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Si–Mg**

DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-10-1-1

Технология селективного лазерного сплавления (СЛС) позволяет изготавливать сложнопрофильные детали, в том числе из алюминиевых сплавов, которые могут найти применение в разных областях промышленности. Для обеспечения высоких служебных характеристик изделия важной задачей является получение плотной (с низким содержанием дефектов), мелкодисперсной структуры материала. Одним из возможных решений является выбор оптимальных режимов изготовления деталей методом СЛС. В статье представлены результаты исследования влияния параметров процесса СЛС на пористость синтезированных образцов из алюминиевого сплава системы Al–Si–Mg. Показано изменение структуры в зависимости от плотности энергии, скорости сканирования, межтрекового расстояния и мощности лазера.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление, алюминиевые сплавы, аддитивные технологии, Al–Si–Mg, параметры процесса СЛС.

Selective laser melting (SLM) technology allows the manufacture of geometrically-complex parts, including aluminum alloys, which can find their application in various industries. To provide high performance products, an important task is to obtain dense (with low content of defects), fine structure of the material. One possible solution is the choice of the optimal modes of production parts using SLM. The article presents the results of a study of the influence of SLM process parameters on the porosity of the synthesized samples of aluminum alloy system Al–Si–Mg. Shows the change in the structure depending on the energy density, scan speed, distance between the tracks and laser power.

Keywords: selective laser melting, aluminum alloys, additive technology, Al–Si–Mg, the parameters of the SLM process.

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

Селективное лазерное сплавление (СЛС) наиболее распространенный процесс аддитивного производства изделий из алюминиевых сплавов [1]. Процесс СЛС позволяет изготавливать изделия, близкие по геометрической форме к готовым деталям с высокими механическими свойствами и высоким коэффициентом использования металла. Использование технологии СЛС может быть перспективным для изготовления деталей в авиакосмической отрасли [2]. Качество поверхности, плотность и механические свойства изготавливаемых деталей зависят непосредственно как от параметров процесса СЛС, так и от свойств металлопорошковой композиции. Обычно к основным изменяемым параметрам процесса СЛС относят: мощность лазерного луча, скорость сканирования, межтрековое расстояние, толщину наносимого слоя металлопорошковой композиции, температуру подогрева платформы. Оптимизация вышеуказанных параметров процесса СЛС позволяет получать изделия с минимальным количеством

дефектов, таких как поры и трещины [3]. В синтезированном материале возможно образование трех видов пористости:

- газовая, представляющая собой сферические поры диаметром не более 50 мкм, которые возникают при выделении водорода из материала в процессе нагрева и расплавления лазерным лучом;
- усадочная, характеризующаяся наличием пор сложной морфологии, возникающих во время кристаллизации ванны расплава;
- пористость, возникающая от неполного расплавления гранул металлопорошковой композиции, при недостаточном тепловложении в процессе СЛС [4–6].

Природа возникновения трещин связана с термическими напряжениями, возникающими из-за градиента температур в процессе изготовления образцов, а также наличием внутренних дефектов. Подогрев платформы позволяет частично снизить уровень внутренних напряжений, но для многих сплавов этого оказывается недостаточно для полного исключения трещин. Вероятность образования горячих трещин зависит от механических свойств материала в твердожидком состоянии, ширины эффективного интервала кристаллизации, морфологии и объемной доли эвтектических фаз. При разработке новых сплавов, обладающих низкой склонностью к образованию горячих трещин, возможно использование методов математического моделирования для выбора составов, характеризующихся узким эффективным интервалом кристаллизации, что позволяет сократить количество проводимых экспериментов. Для проведения термодинамических расчетов в мире хорошо зарекомендовал себя программный комплекс Thermo-Calc Software. Так, в работах [7, 8] рассмотрен опыт применения программного комплекса при разработке алюминиевых сплавов и показана высокая сходимость данных, полученных экспериментальным и расчетным путем.

Одним из наиболее технологичных алюминиевых сплавов, применяющихся для технологий трехмерной печати, является сплав AlSi10Mg системы Al–Si–Mg [9–13]. Он обладает низким температурным коэффициентом линейного расширения (ТКЛР), высокой теплопроводностью и хорошими литейными свойствами. В ряде работ установлено, что детали, изготовленные методом СЛС из металлопорошковой композиции сплава AlSi10Mg, превосходят по уровню механических свойств детали, полученные традиционными способами литья [14–16]. Высокие механические свойства сплава обусловлены мелкодисперсной структурой кремниевых фаз и ячеистой структурой самого материала, формирующейся в процессе кристаллизации. Структура ячейки образована твердым раствором алюминия, по границе которого расположены фазы на основе кремния эвтектического происхождения. Концентрация кремния в твердом растворе алюминия зависит от скорости охлаждения и диффузии, которыми можно управлять изменяя параметры процесса СЛС. Структура материала из сплава AlSi10Mg, изготовленного по технологии СЛС, существенно отличается от структуры материала, полученного литьем [17–20].

В данной работе проведено исследование влияния параметров процесса СЛС на структуру алюминиевого сплава системы Al–Si–Mg. Определена пористость синтезированных образцов при различных значениях мощности лазера, скорости сканирования и межтрекового расстояния. Проведены также исследования твердости при различной плотности энергии и скорости сканирования. В данной работе рассмотрены физические параметры, влияющие на формирование структуры в процессе СЛС.

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») [21].

Материалы и методы

Для проведения исследования на установке Hermiga 10/100VI (Англия) методом газовой атомизации получена металлопорошковая композиция из сплава AlSi10Mg с добавлением меди (содержание не превышает 0,8% (по массе)) и добавками Zr и Ce, суммарное количество которых в сплаве не превышало 0,5% (по массе). Расплавление литых заготовок осуществляли в корундовых тиглях до температур, на 180°C превышающих точку ликвидус. В качестве среды распыления использовали аргон высокой чистоты. С целью отделения фракции <10 мкм проведена газодинамическая сепарация полученного порошка. Фракционный состав металлопорошковой композиции исследовали на установке Analysette 22 фирмы Fritsch. Изготовление образцов (размер 10×10×13 мм) проводили на установке для 3D-печати EOS M290. В качестве защитной среды использовали аргон. Толщина слоя металлопорошковой композиции при всех исследуемых параметрах составляла 0,03 мм. Подогрев платформы осуществляли до температуры 150°C. Для изготовления образцов выбрали тип штриховки «лента».

Анализ микроструктуры осуществляли при помощи микроскопа Olympus GX51. Оценку пористости проводили на нетравленных микрошлифах в программе Olympus Stream Basic 1.6. Изображения тонкой структуры получали при помощи просвечивающей электронной микроскопии на приборе Tescan F20 S-TWIN с энергодисперсионным анализатором X Max 80. Твердость синтезированных образцов измеряли на твердомере DuraJet 10.

Результаты и обсуждение

Для исследования влияния параметров СЛС на структуру сплава составлена сетка режимов по следующим параметрам: межтрековое расстояние, мощность и скорость сканирования лазера. Межтрековое расстояние изменяли в пределах от 0,12 до 0,20 мм; мощность лазера варьировали в пределах от 300 до 370 Вт; скорость – от 1000 до 2000 мм/с. Плотность энергии является определяющим параметром процесса СЛС, который влияет на формирование структуры и образование пористости в материале [14]. Плотность энергии лазера можно выразить формулой:

$$E = \frac{P}{vst},$$

где P – мощность лазера, Вт; v – скорость сканирования, мм/с; s – расстояние между треками, мм; t – толщина слоя, мм.

На рис. 1 представлена зависимость пористости синтезированных образцов от плотности энергии. Исходя из графика, можно сделать вывод о том, что величина пористости в перпендикулярной XZ и параллельной XY плоскостях сечения образцов находится на одном уровне.

Из данных рис. 1 также следует, что высокие значения пористости (>1%) получены на образцах, изготовленных при плотности энергии <30 Дж/мм³. Это связано с тем, что из-за недостаточного тепловложения металлопорошковая композиция расплавляется не полностью, что приводит к образованию пор сложной морфологии (рис. 2, а).

Низкие значения плотности энергии приводят к неполному расплавлению гранул порошковой композиции и недостаточному питанию усадочных полостей в процессе кристаллизации ванны расплава. На рис. 3 а, б видно, что усадочная пористость формируется преимущественно на границах треков. Следует отметить, что эффективность заполнения усадочных пор расплавом зависит от жидкотекучести сплава. Низкое тепловложение (<30 Дж/мм³) приводит к недостаточному перегреву ванны расплава, понижая его жидкотекучесть.

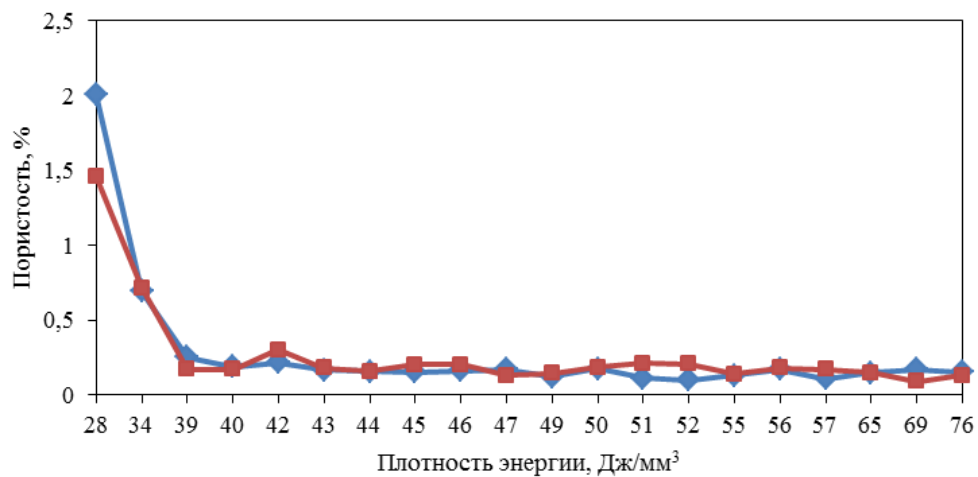


Рис. 1. Зависимость плотности энергии лазера от пористости относительно перпендикулярной XZ (■) и параллельной XY (◆) плоскостей сечения образцов

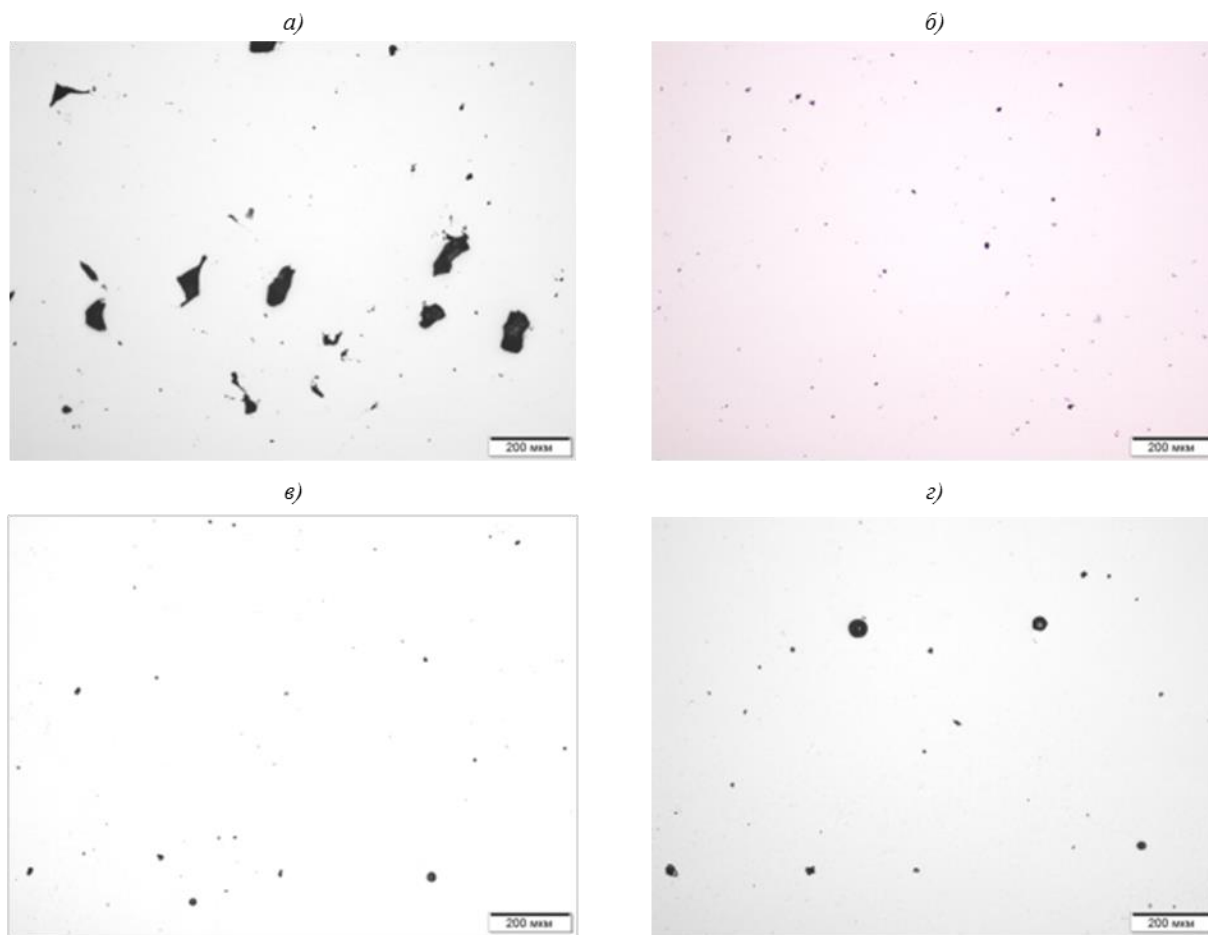


Рис. 2. Характерные изображения пористости синтезированных образцов (без травления) при плотности энергии 27,5 (а); 34,4 (б); 68,8 (в) и 91,7 Дж/мм³ (з)

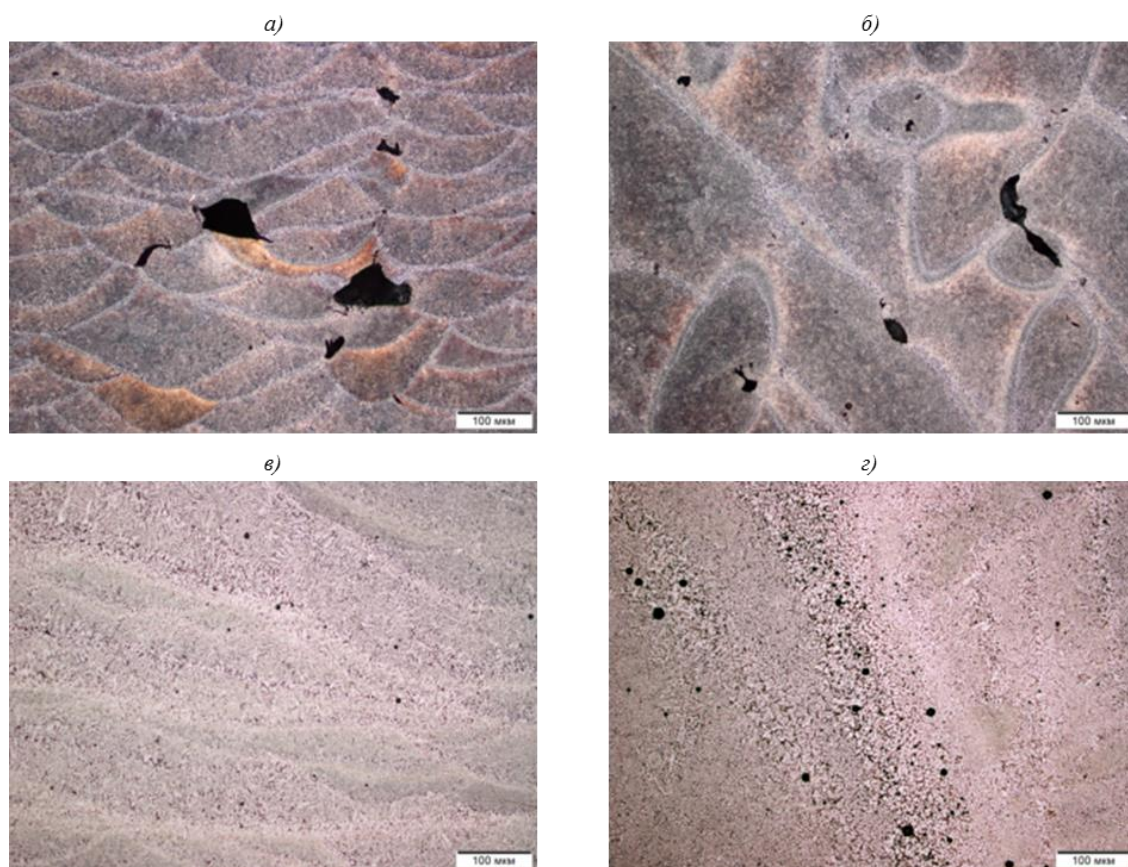


Рис. 3. Характерные изображения микроструктуры синтезированных образцов (травление реактивом Келлера) при плотности энергии $27,5 \text{ Дж/мм}^3$ – направления XZ (а) и XY (б); $91,7 \text{ Дж/мм}^3$ – направления XZ (в) и XY (г)

На рис. 1 можно выделить величину плотности энергии ($\sim 39 \text{ Дж/мм}^3$), после превышения которой синтезированные образцы имеют плотное строение. Так, из рис. 2 видно, что при плотности энергии лазера, равной $34,4$ и $68,8 \text{ Дж/мм}^3$, в образцах обнаружено значительно меньшее количество пор, чем при плотности энергии $27,5 \text{ Дж/мм}^3$, вместе с тем поры имеют сферическую форму размером не более 50 мкм и равномерно распределены по сечению образца.

Увеличение плотности энергии с $34,4$ до $91,7 \text{ Дж/мм}^3$ в процессе СЛС приводит к увеличению размера пор (рис. 2, г), при этом общее количество пористости не изменяется (рис. 1). Наиболее крупные поры формируются преимущественно на границах следов лазера (рис. 3 в, г). Образование пористости сферической формы в образцах объясняется выделением водорода из синтезированного материала в результате термического воздействия ванны расплава при формировании соседнего трека и/или нового слоя.

Влияние скорости сканирования и межтрекового расстояния на структуру материала при постоянной мощности лазера представлено на рис. 4. Увеличение межтрекового расстояния при скоростях сканирования 1000 и 1400 мм/с приводит к незначительному увеличению количества пор. При увеличении скорости сканирования до 2000 мм/с и межтрекового расстояния до $0,2 \text{ мм}$ происходит увеличение количества пор в материале – до $0,7\%$. Данные зависимости объясняются тем, что, при достижении скоростью сканирования критической величины, тепловложения недостаточно для полного расплавления гранул порошка и ванна расплава может прерываться. Увеличение межтрекового расстояния при фиксированной мощности лазера и скорости сканирования может привести к образованию полости между следами лазера, которая не заполняется жидким расплавом при последующем сканировании.

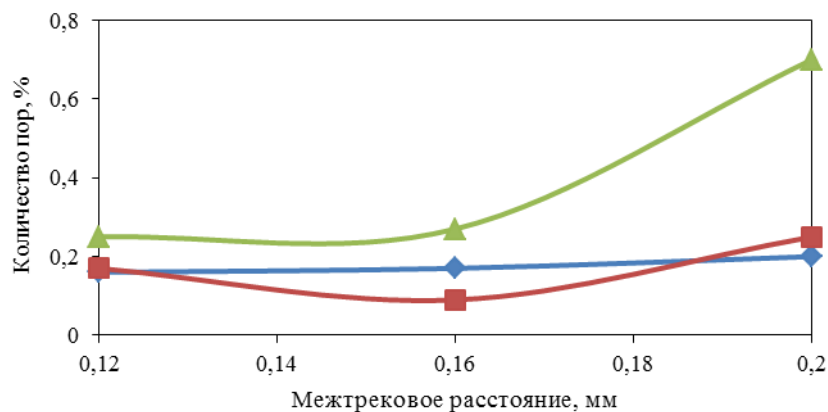


Рис. 4. Влияние межтрекового расстояния на пористость синтезированных образцов при скорости сканирования 1000 (♦), 1400 (■) и 2000 мм/с (▲)

Высокая скорость сканирования может приводить к фрагментации ванны расплава на основе критерия неустойчивости $P/l_0 > 1$ (где P_l – периметр ванны расплава). Для получения низкой шероховатости поверхности изделия необходимо учитывать отношение P/v . Оптимальная шероховатость достигается при $P/v = 1,8$ Дж/см [22].

Следует отметить, что образование пористости в образце может быть связано не только с недостаточным тепловложением, но и с высокой шероховатостью поверхности синтезированного слоя. Высокая дефектность поверхности приводит к плохому связыванию между слоями в связи с возникновением капиллярного эффекта [22].

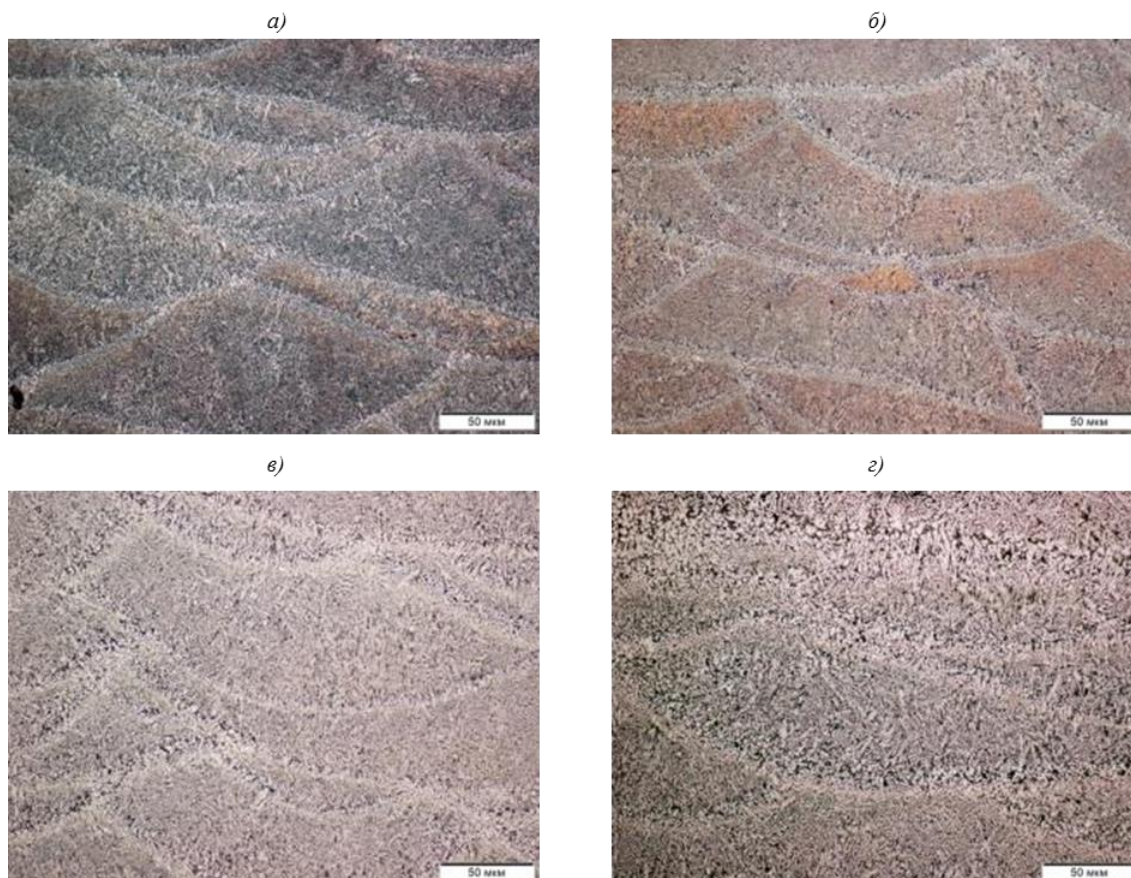


Рис. 5. Изображения микроструктуры синтезированных образцов в направлении XZ при плотности энергии 27,5 (а); 34,4 (б); 68,8 (е) и 91,7 Дж/мм³ (z)

На рис. 5 представлены изображения микроструктуры синтезированных образцов сплава системы Al–Si–Mg, полученных при различной плотности энергии. Структура образцов представляет собой сечения треков, полученных при сплавлении металлопорошковой композиции при прохождении лазера. В поперечном сечении следы лазера имеют полуэллиптическое строение из-за гауссовского распределения энергии. Структура сечения трека при высокой плотности лазера (>70 Дж/мм³) представляет собой равномерно распределенные ячейки, укрупняющиеся в направлении теплоотвода. При низкой плотности энергии (<40 Дж/мм³) размер ячеек значительно уменьшается, что связано с увеличением скорости кристаллизации ванны расплава и уменьшением величины термического воздействия.

Из данных рис. 6 видно, что размер сечений треков в структуре сплава зависит от межтрекового расстояния и плотности энергии лазера. При постоянном межтрековом расстоянии размер треков растет с увеличением плотности энергии лазера. Глубина сечения трека составляет 50–70 мкм.

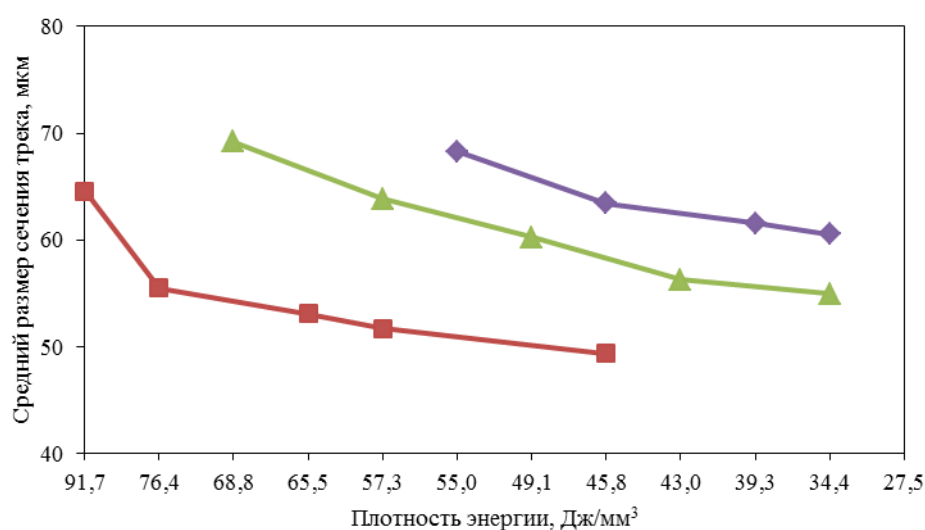


Рис. 6. Зависимость среднего размера сечения трека от плотности энергии лазера при межтрековом расстоянии 0,12 (■); 0,16 (▲) и 0,2 мм (◆)

Величина плотности энергии лазера также оказывает влияние на тонкую структуру синтезированного материала (рис. 7). Тонкая структура синтезированных образцов имеет ячеистое строение, формирующееся при быстрой кристаллизации ванны расплава в процессе СЛС. Размер ячеек изменяется в зависимости от тепловложения лазера и расположения в сечении трека (рис. 5).

Границы ячеек декорированы частицами, богатыми кремнием, магнием и другими легирующими элементами (рис. 8). Следует отметить, что содержание кремния в твердом растворе алюминия увеличивается при уменьшении тепловложения. Это связано с тем, что содержание кремния в твердом растворе алюминия зависит от скорости кристаллизации ванны расплава. Чем больше плотность энергии, тем выше перегрев ванны расплава и синтезированного материала, в связи с чем скорость кристаллизации ниже. Высокая скорость кристаллизации (низкое значение плотности энергии лазера) позволяет достичь высокой степени пересыщения алюминиевого твердого раствора кремнием и уменьшить количество эвтектического кремния в синтезированном материале. Подобную тенденцию показывает и магний.

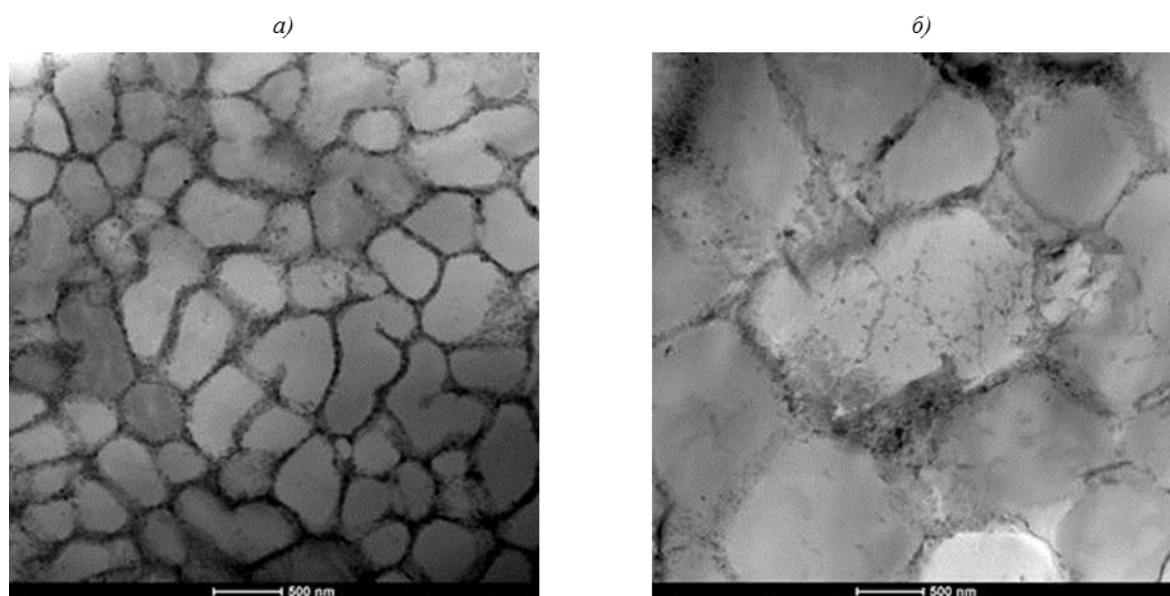


Рис. 7. Изображения структуры синтезированных образцов при различной плотности энергии: а – средний размер ячеек 559 нм (40 Дж/мм³); б – средний размер ячеек 1469 нм (60 Дж/мм³)

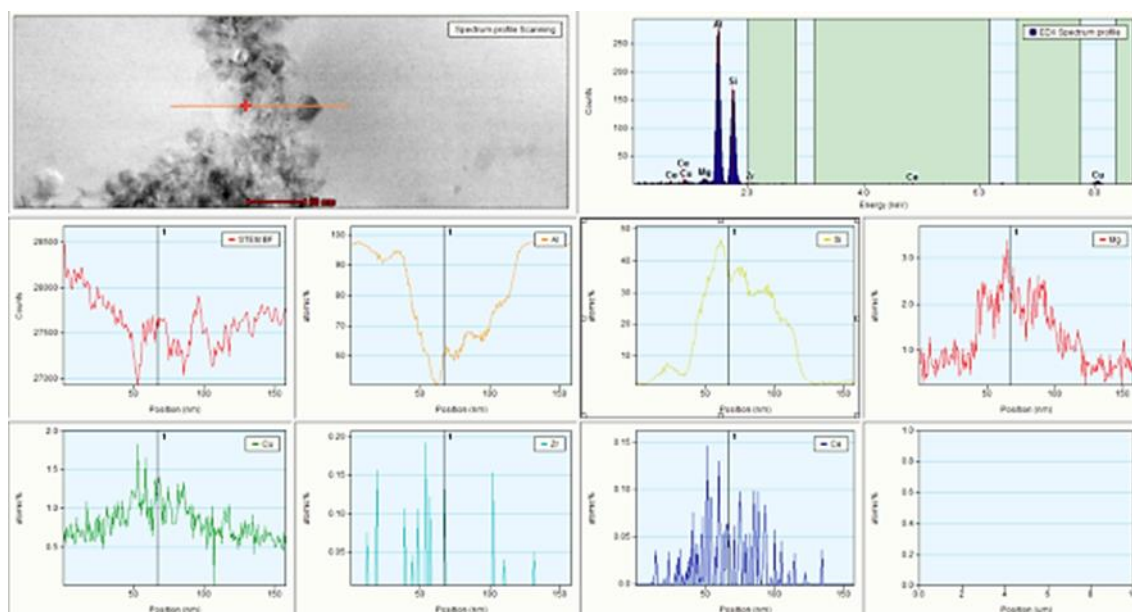


Рис. 8. Распределение химических элементов в структуре сплава

Величина температурного поля, образованного ванной расплава, оказывает влияние на структуру и химический состав синтезированного материала в связи с его многократным нагревом и охлаждением при послойном синтезе. Размер ванны расплава и зону термического влияния можно рассчитать исходя из температурных полей:

$$T(z, t) = T_0 \left[\frac{(AP/v)}{2\pi\lambda [t + (D^2/16\alpha)]^{1/2}} \right] \cdot \exp \left(- \frac{(z+z_0)^2}{4\alpha t} \right),$$

где T_0 – комнатная температура; A – поглощательная способность; λ – теплопроводность; D – размер пятна лазера; t – время; z – расстояние от поверхности.

Из данной формулы следует, что значительное увеличение размера ванны расплава за пределы пятна лазера связано с высокой теплопроводностью алюминия. При увеличении мощности лазера и уменьшении скорости сканирования происходит рост

температурного поля вокруг ванны расплава и, как следствие, рост зоны термического воздействия (рис. 9) [23].

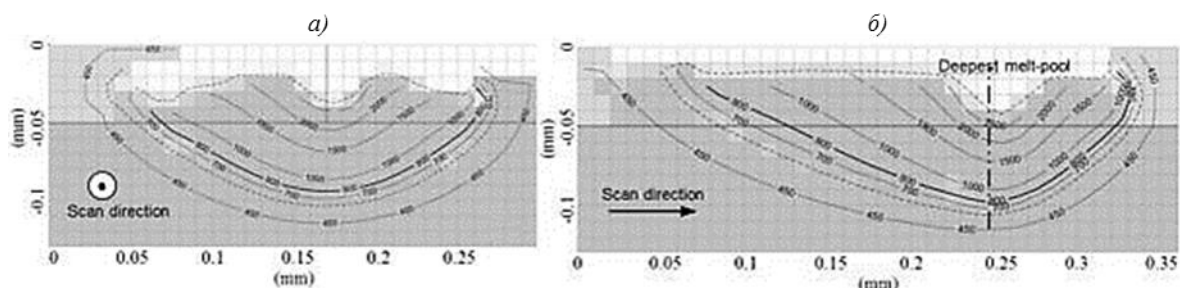


Рис. 9. Температурные поля [23] в начале (а) и в процессе (б) движения лазера

Скорость перемещения фронта кристаллизации зависит от температурного градиента G и скорости роста зародышей R . Относительно низкое соотношение G/R может быть получено на высоких скоростях сканирования, что вызывает формирование нестабильного фронта кристаллизации. Это приводит к формированию прерывистых границ ячеек. Уменьшение скорости сканирования приводит к формированию устойчивого фронта кристаллизации и образованию непрерывных границ ячеек. Кроме того, размер ячеек значительно зависит от темпа роста зародышей. Отношение между ячейками l и скоростью охлаждения R_c можно представить как [22]:

$$l = B(R_c)^{-n},$$

где B – постоянная пропорциональности.

Это значит, что рост ячеек уменьшается с увеличением скорости охлаждения R_c (увеличение скорости сканирования), а также это влияет на содержание кремния и легирующих элементов на границах ячеек и в твердом растворе.

В процессе СЛС температура ванны расплава достигает температуры испарения алюминия, в связи с чем в материале возникают высокие температурные градиенты, которые приводят к большим внутренним напряжениям в синтезируемом материале, что в свою очередь может привести к возникновению трещин. Следует отметить, что высокие температурные градиенты не приводят к возникновению горячих трещин в исследуемом материале. Высокие температурные градиенты в ванне расплава также приводят к образованию конвективных потоков Марангони. Конвективные потоки, образующиеся в ванне расплава, оказывают влияние на размер ванны расплава. В процессе сканирования, направления конвективных потоков значительно изменяются (рис. 10). Интенсивность конвекции Марангони можно выразить формулой [23]:

$$Ma = \frac{d\sigma}{dT} \frac{l_0 \Delta T}{\mu \alpha},$$

где ΔT – температурный градиент; l_0 – длина ванны расплава; α – тепловая диффузия.

Низкая скорость сканирования подразумевает длительное воздействие лазера на материал и, как следствие, увеличение максимальной температуры ванны расплава. Температурный градиент ΔT и градиент поверхностного натяжения $d\sigma/dT$ увеличивается от центра до края трека, таким образом усиливая конвекцию Марангони и результирующую турбулентность в ванне расплава (рис. 10) [23]. Это приводит к формированию неравномерной структуры (рис. 5) и неоднородности химического состава по сечению трека, а также влияет на качество поверхности изделия.

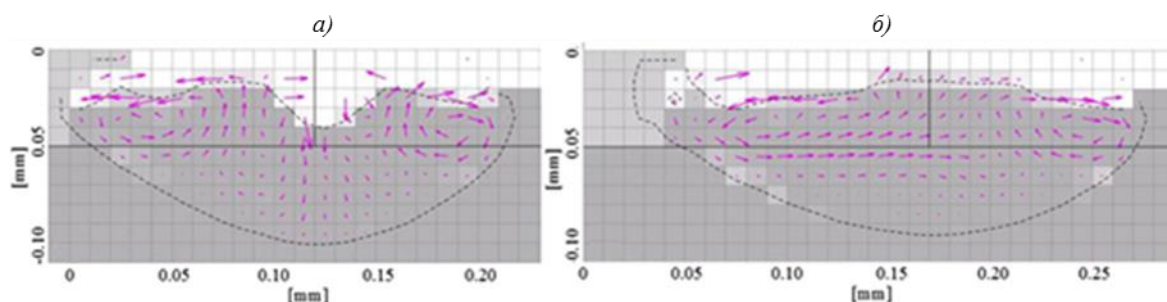


Рис. 10. Конвективные потоки Марангони в сечении ванны расплава [23] в начале расплавления материала (а) и в процессе движения лазера (б)

Для исследования влияния параметров процесса СЛС на твердость синтезированного материала проведено измерение твердости образцов при различных плотностях энергии и скоростях сканирования (рис. 11). На рис. 11, а показано, что при высоких значениях плотности энергии (>60 Дж/мм³) твердость материала меньше, чем при значениях 30–60 Дж/мм³. Наилучшее значение твердости (80 HRB) достигнуто при плотности энергии ~ 35 Дж/мм³. При дальнейшем уменьшении тепловложения (<30 Дж/мм³) твердость материала уменьшается, что связано с возникновением пористости в образцах. На рис. 11, б показано влияние скорости сканирования лазера на твердость образцов, изготовленных при постоянной мощности лазера и одинаковом межтрековом расстоянии. Увеличение скорости сканирования приводит к повышению твердости синтезируемого материала. Однако при увеличении скорости сканирования >2000 мм/с (при фиксированной мощности лазера) плотность энергии будет <30 Дж/мм³, что приведет к уменьшению твердости (рис. 11, а).

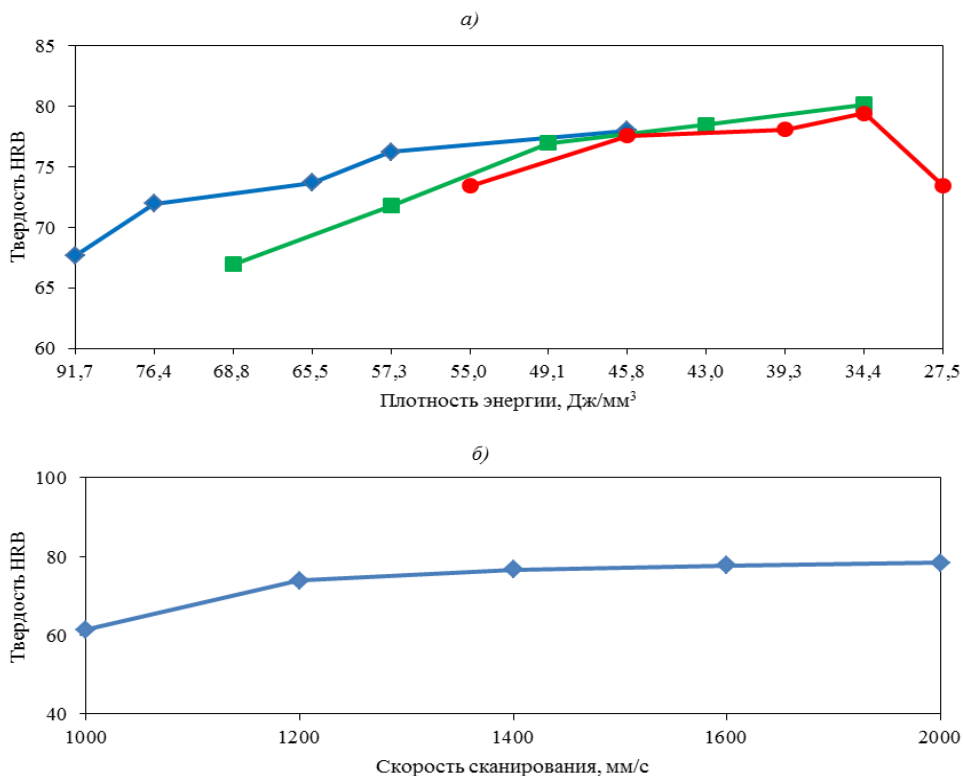


Рис. 11. Твердость синтезированных образцов:

а – при различных плотности энергии и межтрековом расстоянии (0,12 (♦); 0,16 (■) и 0,2 мм (●)); б – при различной скорости сканирования и постоянных мощности лазера и межтрековом расстоянии

Следовательно, чем больше тепловложение, тем меньше дисперсность ячеек тонкой структуры материала и более низкое пересыщение алюминиевой матрицы легирующими элементами, и как следствие – ниже твердость. При недостаточном тепловложении ($<30 \text{ Дж/мм}^3$) в материале образуется большое количество пор, что приводит к уменьшению твердости материала.

При сопоставлении результатов измерения твердости и среднего размера треков (рис. 6) можно сделать вывод, что размер треков в структуре синтезированного материала не оказывает определяющего влияния на его твердость. Это можно объяснить тем, что средний размер сечения треков в большей степени зависит от межтрекового расстояния, а не от отношения мощности лазера к скорости сканирования. Следовательно, твердость синтезированного материала зависит от тонкой структуры материала, которая в свою очередь зависит от скорости кристаллизации (величины плотности энергии).

Заключения

Исследование влияния параметров процесса СЛС на структуру сплава системы Al–Si–Mg показало, что для получения качественного изделия с минимальным количеством дефектов необходимо достижение значения плотности энергии $\sim 35 \text{ Дж/мм}^3$. При увеличении тепловложения увеличивается размер пор, но общее количество пористости остается неизменным. От величины тепловложения также зависит скорость кристаллизации материала в процессе СЛС, что оказывает влияние на дисперсность структуры и механические свойства изделия. Максимальное значение твердости 80 HRB получено также при плотности энергии лазера $\sim 35 \text{ Дж/мм}^3$.

Для получения высоких механических свойств деталей, изготовленных по технологии СЛС, необходимо учитывать температурное распределение и конвективные потоки в ванне расплава, а также температурные поля в синтезированном изделии.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Аддитивные технологии – доминанта национальной технологической инициативы // Интеллект и технологии. 2015. №2 (11). С. 52–55.
2. Buchbinder D. High Power Selective Laser Melting of Aluminum Parts // Physics Procedia. 2011. Vol. 12. P. 271–278. DOI: 10.1016/j.phpro.2011.03.035.
3. Maskery I., Aboulkhair N.T., Aremu A.O. A mechanical property evaluation of graded density Al–Si10–Mg lattice structures manufactured by selective laser melting // Materials Science & Engineering A. 2016. Vol. 670. P. 264–274. DOI:10.1016/j.msea.2016.06.013.
4. Maskery I., Aboulkhair N.T., Corfield M.R. Quantification and characterisation of porosity in selectively laser melted Al–Si10–Mg using X-ray computed tomography // Materials Characterization. 2016. Vol. 111. P. 193–204. DOI:10.1016/j.matchar.2015.12.001.
5. Aboulkhair N.T., Everitt N.M., Ashcroft I., Tuck C. Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting // Additive Manufacturing. 2014. Vol. 1–4. P. 77–86.
6. Weingartena C. Formation and reduction of hydrogen porosity during selective laser melting of AlSi10Mg // Journal of Materials Processing Technology. 2015. Vol. 221. P. 112–120.
7. Иванова А.О., Рябов Д.К., Антипов В.В., Пахомкин С.И. Возможность применения программного комплекса Thermo-Calc для определения параметров термической обработки сплава 1913 и температур атомизации алюминиевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2016. №S1. С. 52–59. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-52-59.
8. Иванова А.О., Вахромов Р.О., Григорьев М.В., Сенаторова О.Г. Исследование влияния малых добавок серебра на структуру и свойства ресурсных сплавов системы Al–Cu–Mg // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2014. №10. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 25.05.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-10-1-1.
9. Rosenthal I., Stern A., Frage N. Strain rate sensitivity and fracture mechanism of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting // Materials Science & Engineering A. November 21, 2016. DOI:10.1016/j.msea.2016.11.070.

10. Aboulkhair N.T., Tuck C., Ashcroft I. et al. On the precipitation hardening of selective laser melted AlSi10Mg // *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International 2015. Metallurgical and materials transactions A*. 2015. Vol. 46a. DOI:10.1007/s11661-015-2980-7.
11. Aboulkhai N.T., Maskery I., Tuck C. The microstructure and mechanical properties of selectively laser melted AlSi10Mg: The effect of a conventional T6-like heat treatment // *Materials Science & Engineering A*. 2016. Vol. 667. P. 139–146. DOI:10.1016/j.msea.2016.04.092.
12. Tang M., Pistorius P.C. Anisotropic Mechanical Behavior of AlSi10Mg Parts Produced by Selective Laser Melting // *The Minerals, Metals & Materials Society*. January, 2017. DOI: 10.1007/s11837-016-2230-5.
13. Read N., Wang W., Essa K. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: Process optimisation and mechanical properties development // *Materials and Design*. 2015. Vol. 65. P. 417–424. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.09.044.
14. Kempen K., Thijs L., Yasa E. et al. Process optimization and microstructural analysis for selective laser melting of AlSi10Mg // *Solid Freeform Fabrication Symposium (Austin, Texas, USA, August 8–10, 2011)*. P. 484–495.
15. Kimura T. Effect of silicon content on densification, mechanical and thermal properties of Al–xSi binary alloys fabricated using selective laser melting // *Materials Science & Engineering A*, 17 November 2016. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2016.11.059>.
16. 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.
17. 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. С. 44–51. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-44-51.
18. Рябов Д.К., Морозова Л.В., Королев В.А., Иванова А.О. Изменение механических свойств сплава АК9ч, полученного по технологии селективного лазерного сплавления // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн*. 2016. №9. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.06.2017). DOI: 10.18577.2307-6046-2016-0-9-2-2.
19. Рябов Д.К., Зайцев Д.В., Дынин Н.В., Иванова А.О. Изменение структуры сплава АК9ч, полученного селективным лазерным спеканием, в процессе термической обработки // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн*. 2016. №9. Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.06.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-3-3.
20. Каблов Е.Н., Лукина Е.А., Сбитнева С.В., Хохлатова Л.Б., Зайцев Д.В. Формирование метастабильных фаз при распаде твердого раствора в процессе искусственного старения Al-сплавов // *Технология легких сплавов*. 2016. №3. С. 7–17.
21. 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.
22. Pei W., Zhengying W., Zhen C. The AlSi10Mg samples produced by selective laser melting: single track, densification, microstructure and mechanical behavior // *Applied surface science*. 2017. DOI: 10.1016/j.apsusc.2017.02.215.
23. Spierings A.B., Dawson K., Heeling T. Microstructural features of Sc- and Zr-modified Al–Mg alloys processed by selective laser melting // *Materials and Design*. 2017. Vol. 115. P. 52–63. DOI:10.1016/j.matdes.2016.11.040.