
Научная статья

УДК 669.715

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-69-83

НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ (обзор)

С.В. Сбитнева¹, Е.А. Лукина¹, И. Бенариев¹

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

Аннотация. Селективное лазерное сплавление (СЛС) металлических порошков – один из наиболее распространенных методов аддитивного производства изделий. Наиболее изученными алюминиевыми сплавами для технологии СЛС являются сплавы AlSi12 и AlSi10Mg. В данной работе на примере этих сплавов описаны некоторые особенности структуры синтезированных алюминиевых сплавов, а также типичные дефекты, которые могут образовываться в процессе синтеза в зависимости от различных факторов. Приведены научно-технические литературные данные о структуре и механических свойствах алюминиевых сплавов других систем легирования (Al–Cu–Mg, Al–Mg–Sc, Al–Zn–Mg–Cu).

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление, алюминиевые сплавы, просвечивающая электронная микроскопия, сканирующая электронная микроскопия, дефекты, микроструктура

Для цитирования: Сбитнева С.В., Лукина Е.А., Бенариев И. Некоторые особенности структуры алюминиевых сплавов, полученных методом селективного лазерного сплавления (обзор) // Труды ВИАМ. 2023. № 1 (119). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-69-83.

Scientific article

SOME STRUCTURAL FEATURES OF ALUMINUM ALLOYS OBTAINED BY SELECTIVE LASER MELTING (review)

S.V. Sbitneva¹, E.A. Lukina¹, I. Benarieb¹

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

Abstract. Selective laser alloying (SLM) of metal powders is one of the most common methods of additive manufacturing of products. The most studied aluminum alloys for SLS technology are AlSi12 and AlSi10Mg alloys. In the paper, using the example of these alloys, some structural features of synthesized aluminum alloys are described, as well as typical defects that can form during synthesis depending on various factors. Scientific and technical literature data on the structure and mechanical properties of aluminum alloys of other alloying systems (Al–Cu–Mg, Al–Mg–Sc, Al–Zn–Mg–Cu) are presented.

Keywords: selective laser melting, aluminum alloys, transmission electron microscopy, scanning electron microscopy, defects, microstructure

For citation: Sbitneva S.V., Lukina E.A., Benarieb I. Some structural features of aluminum alloys obtained by selective laser melting (review). *Trudy VIAM*, 2023, no. 1 (119), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-69-83.

Введение

Технология селективного лазерного сплавления (СЛС) металлических порошков активно развивается в последнее десятилетие и в настоящее время является одним из наиболее освоенных методов аддитивного производства. Важное преимущество СЛС – возможность изготовления деталей сложной конфигурации без использования каких-либо штампов или инструментов, что сокращает цикл проектирования, приводит к экономии времени и снижению затрат в производстве [1–3]. Этот метод можно отнести к экологически чистым процессам, так как для него требуется меньше сырья для изготовления деталей, повышается коэффициент использования материала (КИМ) и минимизируются отходы вследствие способности порошка к переработке и возможности его повторного применения [2–5].

Благодаря топологической оптимизации и агрегации, применение процесса СЛС позволяет повысить весовую эффективность и функциональность изделий, что является важным фактором при создании легких конструкций новых летательных аппаратов авиационной и космической техники. Несмотря на то, что СЛС имеет ряд достоинств, позволяющих считать данный процесс технологией будущего, существуют и определенные недостатки этого метода, такие как высокая стоимость оборудования, высокие остаточные напряжения в деталях после СЛС, возможные трудности при получении требуемого качества поверхности и точности размеров деталей [6].

Наиболее интенсивные исследования при отработке технологии СЛС первоначально проводили на традиционных сплавах на основе железа, никеля и титана (316L, Ti6Al4V и IN-718), а затем номенклатуру материалов расширили и стали осваивать сплавы на основе меди, алюминия и магния. Алюминиевые сплавы являются одними из ключевых конструкционных материалов в мире для инженерных целей благодаря уникальному сочетанию таких свойств, как высокая удельная прочность, устойчивость к коррозии и т. д., поэтому их адаптация для технологии СЛС вызывает большой практический интерес [7]. Наиболее изученными сплавами на основе алюминия для получения изделий с применением СЛС являются сплавы систем Al–Si, Al–Mg–Sc, Al–Cu–Mg и Al–Zn–Mg–Cu.

При отработке технологии лазерного сплавления алюминиевых сплавов следует учитывать ряд следующих особенностей [8]: окисление поверхности порошка и его невысокая текучесть; низкая поглощающая способность лазерного луча и высокая отражательная способность к энергиям; повышенная склонность к образованию трещин и пористости; относительно высокие усадка при затвердевании и вязкость расплава. Такие трудности могут привести к образованию нежелательных структурных особенностей и дефектов, приводящих к снижению качества материала и неудовлетворительной точности размеров изделий [1, 9].

В деталях, изготовленных методом лазерного сплавления, формируются остаточные напряжения, которые могут приводить как к снижению механических свойств, так и к образованию трещин и разрушению материала. Данная проблема наблюдается во всех типах материалов – никелевых, титановых, алюминиевых сплавах и др. В этой связи актуально проведение операции термической обработки для устранения остаточных напряжений. Необходимо также контролировать остаточные напряжения и исследовать характер их распределения в объеме изготавливаемой детали. Для подобного исследования важными являются технологические параметры наплавки (скорость прохода лазера, мощность, величина перекрытия треков, стратегия прохождения луча и др.), а также геометрическая форма детали. Неразрушающие методы оценки остаточных напряжений наиболее перспективны для применения, так как не требуют фрагментации исследуемой детали. К ним относятся дифракционные методы, реализованные на гониометрах с применением рентгеновских трубок, синхротронных и нейтронных источников излучения [10–12].

В настоящее время наиболее изученными алюминиевыми сплавами для технологии СЛС являются сплавы AlSi12 и AlSi10Mg [13–15]. На примере этих сплавов на основе краткого обзора зарубежной научно-технической литературы далее приведены некоторые особенности структуры синтезированных алюминиевых сплавов, а также типичные дефекты, которые могут образовываться в процессе синтеза в зависимости от различных факторов. Кроме того, дополнительно приведены научно-технические литературные данные о структуре и механических свойствах алюминиевых сплавов других систем легирования (Al–Cu–Mg, Al–Mg–Sc, Al–Zn–Mg–Cu).

Сплавы системы Al–Si

Литейные сплавы системы Al–Si широко применяются в автомобильной и аэрокосмической промышленности: детали двигателей и теплообменники, применяемые в автомобилях, часто изготавливают из этих сплавов из-за их низкого коэффициента линейного теплового расширения (КЛТР), высоких износостойкости и удельной прочности [15–17].

Добавка кремния улучшает литейные свойства сплава, повышает прочность и снижает значения КЛТР [18]. Сплавы системы Al–Si с более низкой жидкотекучестью (Al–(0–4)Si) при СЛС требуют более высокой плотности энергии для образования однородной ванны расплава, чем это требуется для сплавов системы Al–Si с более высокой жидкотекучестью (Al–(7–20)Si), чтобы свести к минимуму трещины и получить максимальное уплотнение [19]. Поскольку кремний увеличивает жидкотекучесть сплава и сводит к минимуму интервал кристаллизации (вблизи точки эвтектики), то наблюдается тенденция к снижению трещинообразования при синтезе сплавов системы Al–Si, в отличие от алюминиевых сплавов других систем легирования (как с Si, так и без него) [20].

В сплавах на основе алюминия, полученных с применением СЛС, помимо трещин наиболее распространенными дефектами являются несплавления и поры различного типа – например, с формой замочной скважины (*keyhole*), что ухудшает механические свойства синтезированного материала. Возникновение пористости в алюминиевых сплавах во время СЛС зависит от различных факторов – в первую очередь от параметров синтеза, а также от содержания водорода в порошках и наличия влаги на поверхности порошков.

Например, характер образования пористости при СЛС хорошо изучен для сплава AlSi12 [21]. Установлено, что толщина слоя порошка оказывает значительное влияние на степень межслойной связи. Достаточно тонкий слой увеличивает степень связи, а следовательно, и среднюю плотность сплавления сплава, но это снижает скорость печати. Наоборот, недостаточное проникновение лазера в толстые слои порошка, вызванное низкими затратами лазерной энергии, приводит к неполному расплавлению частиц, в результате чего образуются поры [21]. Недостаточная плотность энергии часто приводит к несплавлению порошка и образованию больших пор с неправильной морфологией (рис. 1).

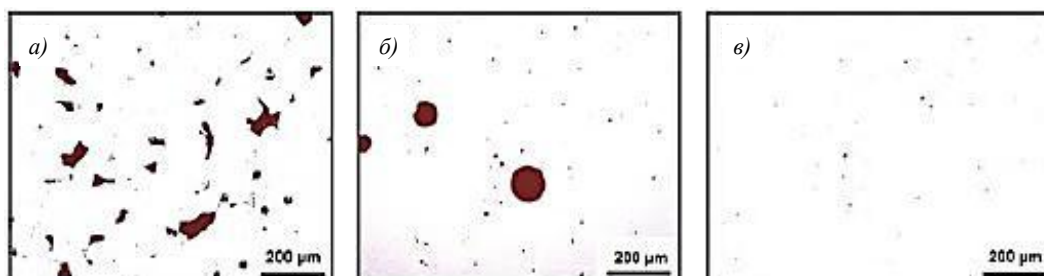


Рис. 1. Микроструктура сплава AlSi12, полученного методом СЛС [21]: *a* – образец с плотностью энергии 20 Дж/мм³, без нагрева платформы построения; образец с плотностью энергии 39,6 Дж/мм³, без нагрева платформы построения (*б*) и с ее нагревом до температуры 200 °С (*в*)

При расплавлении порошка под воздействием слишком высокой плотности энергии происходит чрезмерное испарение материала и образование брызг, что приводит к появлению пор в форме *keyhole*. В таких местах образуются узкие и глубокие ванны расплава. На такие поры существенное влияние оказывает текучесть жидкости внутри ванны расплава, градиент температуры, поверхностное натяжение жидкость/твердое тело и жидкость/пар. По сравнению с порами, образованными из-за отсутствия плавления, поры в форме *keyhole* оказывают меньшее негативное влияние на механические свойства.

Еще один тип дефектов, который встречается в алюминиевых сплавах, полученных с применением СЛС, – трещины. При СЛС часто наблюдаются горячие и ликвационные трещины. Горячие трещины возникают при развитии остаточных растягивающих напряжений из-за большого температурного градиента между областью расплава и областью затвердевания, тогда как ликвационные трещины возникают в частично или не полностью расплавленной зоне.

Сплавы $AlSi10Mg$ и $AlSi12$, полученные методом СЛС, имеют ячеисто-дендритную структуру, состоящую из ячеек алюминиевого твердого раствора, разделенных богатыми кремнием границами [22]. В соответствии с закономерностями неравновесной кристаллизации первой образующейся фазой является твердый раствор алюминия, который выталкивает кремний к границам в соответствии с его растворимостью в алюминии в интервале кристаллизации [17]. Благодаря высокой скорости охлаждения алюминий затвердевает в ячеистой морфологии с повышенной растворимостью кремния. Остаточный кремний сегрегирует вдоль границ ячеек [23].

В работе [24] исследовалась структура сплава $AlSi10Mg$, полученного методом СЛС, а также структура сплава в литом состоянии. В синтезированном сплаве наблюдается микроструктура с непрерывными цепочками фазы кремния вдоль границ ячеек. Литой же сплав имеет грубую дендритную микроструктуру с неравномерным распределением фазы кремния в виде чешуек.

Ячеисто-дендритная структура сплавов системы $Al-Si$ изменяется в зависимости от содержания Si [19]. С увеличением содержания кремния в сплавах системы $Al-Si$, полученных методом СЛС, формируются мелкие дендритные структуры с размером ячеек $\sim 0,5$ мкм. Границы ячеек декорированы выделениями Si , которые утолщаются при увеличении содержания Si больше 12 % (по массе) из-за зарождения первичных выделений Si вдоль границ [19].

В работе [25] с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ) провели детальный микроструктурный анализ сплава $AlSi10Mg$, полученного методом СЛС, и по-другому интерпретировали микроструктуру. Из результатов EBSD-анализа (дифракция обратного рассеяния электронов) показано наличие столбчатых кристаллитов, которые имеют длину до нескольких сотен микрометров, наряду с некоторыми равноосными зернами вдоль плоскости YZ (рис. 2). При этом сами кристаллиты состоят из отдельных структурных элементов – ячеек, ориентированных в одном кристаллографическом направлении.

В работе [22] проведены подробные исследования тонкой структуры сплава $AlSi10Mg$, полученного методом СЛС, с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). На ПЭМ-изображениях в плоскости YZ видны характерные длинные ячейки алюминия с одинаковой ориентацией между соседними ячейками (рис. 3).

Вдоль ячеек расположены субграницы, богатые кремнием. Наличие субграниц и алюминия на субграницах показано на темнопольном изображении, полученном в рефлексе $(200)_{Al}$ (рис. 3, б). Картины микродифракции помогают понять ориентацию ячеек и их границ (рис. 3, в–е). Ячейки и границы ячеек (богатые алюминием) имеют

одинаковую ориентацию, которая наблюдается по всей длине ячеек, несмотря на наличие субструктуры внутри каждой длинной ячейки. Ширина отдельных ячеек составляет ~500 нм (что аналогично данным для образцов, полученных методом СЛС, из сплава AlSi12), а частицы кремния на границах имеют случайную ориентацию.

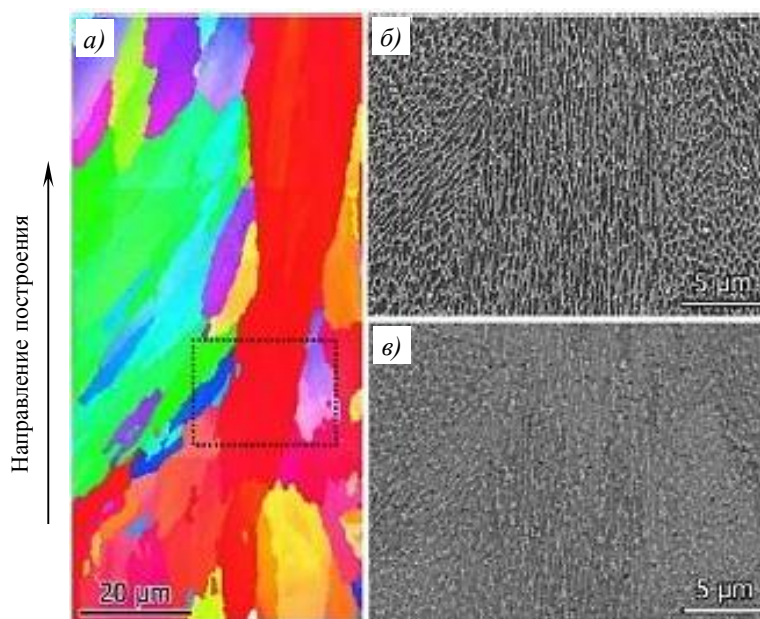


Рис. 2. Изображения сплава AlSi10Mg после СЛС вдоль плоскости YZ, полученные с применением растровой электронной микроскопии [15]: *a* – дифракция обратного рассеяния электронов; *б* – изображение вторичных электронов; *в* – изображение обратного рассеяния

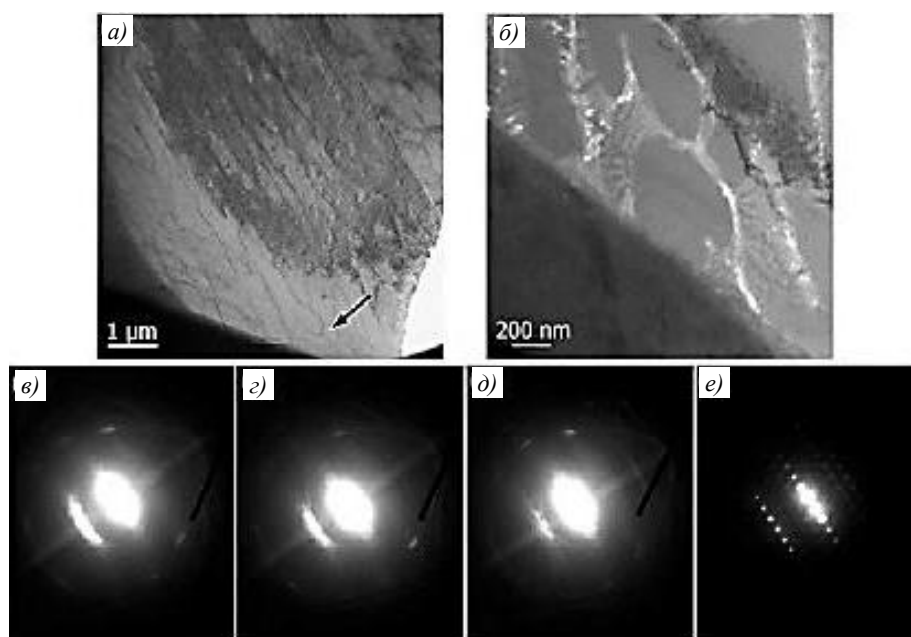


Рис. 3. ПЭМ-изображения образцов из сплава AlSi10Mg после СЛС вдоль плоскости YZ [22]: *a* – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение; *в–е* – картины микродифракции

Термическая обработка деталей после СЛС является важным этапом перед их отделением от платформы построения, поскольку позволяет избежать образования трещин и коробления, а также получить требуемую структуру и свойства материала.

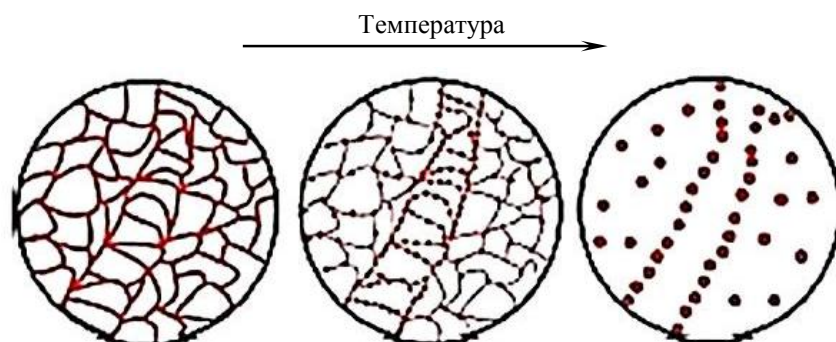


Рис. 4. Схематическое представление эволюции микроструктуры синтезированных сплавов системы Al-Si в процессе отжига [19]

В работах [23, 26] изучено влияние термической обработки (отжига) на микроструктуру и механические свойства сплава AlSi12, полученного с применением СЛС. Показано, что микроструктура материала – ячейчатая. Микроструктура при отжиге переходит в структуру композитного типа, которая состоит из матрицы алюминиевого раствора и отдельных частиц кремния, образованных при термообработке. В работе [20] отмечено, что кремний диффундирует и преимущественно осаждается на перекрытиях штриховки. На перекрытиях штриховок наблюдается в 2 раза больше частиц Si, чем в сердцевине штриховок. Кроме того, размер частиц Si в местах перекрытия штриховок больше, чем размер частиц Si, наблюдаемых в других местах того же образца. Схематическое преобразование исходной (ячейчатой) микроструктуры СЛС в микроструктуру, подобную композиту, показано на рис. 4.

Сплавы системы Al-Cu-Mg

Сплавы системы Al-Cu-Mg относятся к термически упрочняемым сплавам и широко применяются в аэрокосмической отрасли [27]. Помимо меди эти сплавы могут содержать магний и кремний в качестве основных легирующих компонентов, а также такие элементы, как марганец, железо, ванадий и др. В зависимости от химического состава образуются следующие основные фазы: θ (Al₂Cu), S(Al₂Mg(Cu, Si, Zn)), Si, Mg₂Si и Q(Al₄CuMg₆Si₆).

В работе [28] исследованы следующие сплавы системы Al-Cu-Mg составов, % (по массе): 2022 (Al-5Cu-0,5Mg), 2024 (Al-4Cu-1Mg), 2219 (Al-6Cu-0,5Mg), 2618 (Al-2,5Cu-1,5Mg-1Fe-1Ni), полученные с применением СЛС, в которых образуются столбчатые первичные зерна алюминия с текстурой <100> и формируется ячейсто-дендритная структура. Сплав 2024 обеспечивает более высокую плотность материала с меньшей склонностью к образованию пор и трещин по сравнению со сплавом 2022.

При исследовании сплава 2024, обработанного при различных плотностях энергии посредством изменения скорости и мощности сканирования, установлено, что появление дефектов (газовая пористость, непровары и т. д.) можно уменьшить, но не полностью устранить за счет оптимизации условий обработки (рис. 5) [28].

Отмечено, что перегрев ванны расплава является решающим фактором в определении природы дефектов. За счет увеличения подводимой энергии уменьшается образование пустот. Это происходит из-за повышенной текучести расплава, приводящей к заполнению усадочных пустот во время затвердевания. Повышенная мощность лазера при заданной скорости сканирования усиливает температурный градиент и увеличивает объем ванны перегретого расплава. Кроме того, рост столбчатых зерен приводит к склонности к образованию трещин по границам зерен (рис. 6).

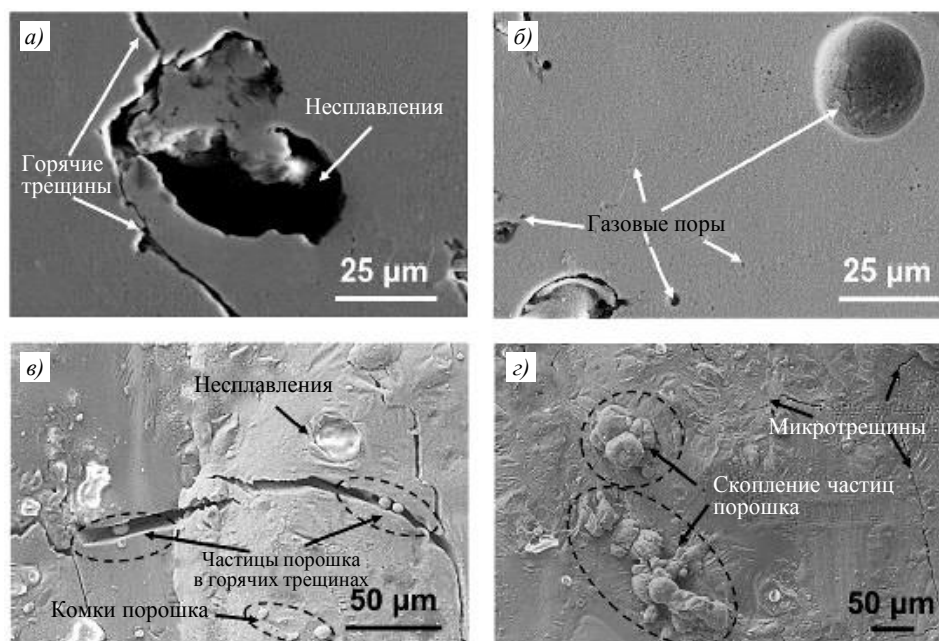


Рис. 5. Дефекты структуры, образовавшиеся в синтезированном сплаве 2024 после СЛС (РЭМ) [28]

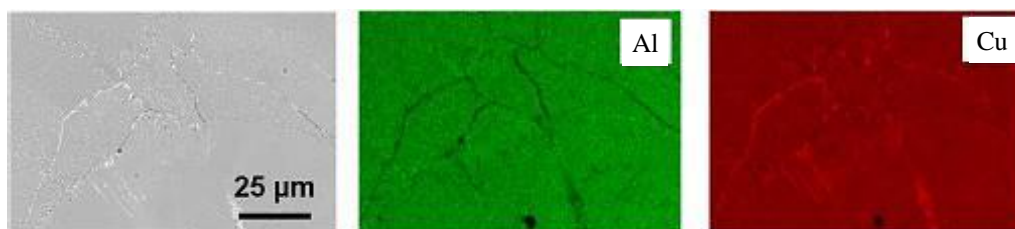


Рис. 6. Изображения микроструктуры синтезированного сплава 2024, иллюстрирующие сегрегацию меди на границах зерен и возникновение трещин в этих областях (РЭМ) [29]

В работе [30] при исследовании сплава 2024 с добавлением 0,7 % (по массе) наночастиц Ti для подавления горячих трещин и измельчения зерен первичного алюминия наблюдали образование *in situ* наночастиц Al_3Ti с упорядоченной структурой $L1_2$. После термообработки по режиму T6 предел прочности при растяжении составил 435 МПа при удлинении 10 %, что сравнимо с материалом, изготовленным традиционным способом.

В работе [31] исследовали сплав $Al-3,5Cu-1,5Mg-1Si$ путем дополнительного добавления порошка Si, полученного газовым распылением. По результатам исследований изготовлен материал без трещин. Испытания на растяжение образцов после изготовления материала показали следующий уровень механических свойств: предел текучести 225 МПа, предел прочности 370 МПа при удлинении 5,53 %. После термообработки по режиму T6 предел текучести и предел прочности увеличились до 370 и 460 МПа соответственно, но удлинение (на 6,3 %) существенно не изменилось. Пришли к выводу, что на пластичность образцов влияет образование Q-фазы, а также фаз Mg_2Si и Al_3Mn . Образование этих фаз привело к образованию ямочек на поверхности излома. Показано, что образование наноразмерных частиц $Al_2Cu(Mg)$ в алюминиевой матрице после термообработки по режиму T6 обеспечивает повышенный предел текучести и предел прочности по сравнению с образцами после СЛС.

В работе [32] изучали влияние добавки Zr на образование трещин, микроструктуру и механические свойства сплава системы $Al-Cu-Mg$, полученного методом СЛС. Добавление Zr позволило уменьшить образование трещин из-за формирования выделений

Al_3Zr , которые действуют как зародыши для зерен $\alpha\text{-Al}$ во время затвердевания, что приводит к измельчению зерен. На рис. 7, а показаны крупные столбчатые зерна в сплаве Al-Cu-Mg , полученном методом СЛС, в то время как при добавлении Zr зерна становятся ультрамелкими или наноструктурными и равноосными (рис. 7, б, в). Распределение разориентации границ смещается в сторону большего угла при добавлении Zr (рис. 7, з, д). Кроме того, предел прочности при растяжении и предел текучести значительно повышаются при добавлении Zr – с 393 ± 20 и $253 \pm 9,8$ МПа до $451 \pm 3,6$ и $446 \pm 4,3$ МПа соответственно. Однако удлинение уменьшается с $6 \pm 1,6$ до $2,67 \pm 1,1$ %.

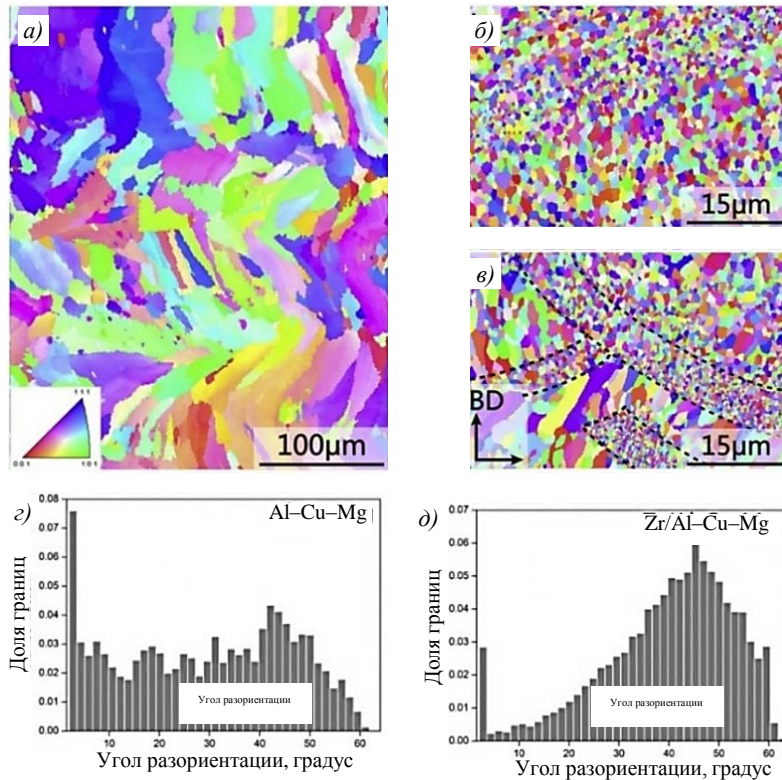


Рис. 7. EBSD-карты для сплавов систем Al-Cu-Mg (а) и Al-Cu-Mg-Zr (б, в) для образцов, изготовленных со скоростью сканирования 5 (а, б) и 15 м/мин (в); з, д – распределение угла разориентации [32]

На рис. 8 показаны соответствующие поверхности излома образцов из сплавов систем Al-Cu-Mg и Al-Cu-Mg-Zr , полученные методом СЛС. В образцах из сплава системы Al-Cu-Mg с добавлением Zr обнаружены неглубокие ямки размером 0,4–0,9 мкм, что свидетельствует об относительно хрупком характере разрушения образца.

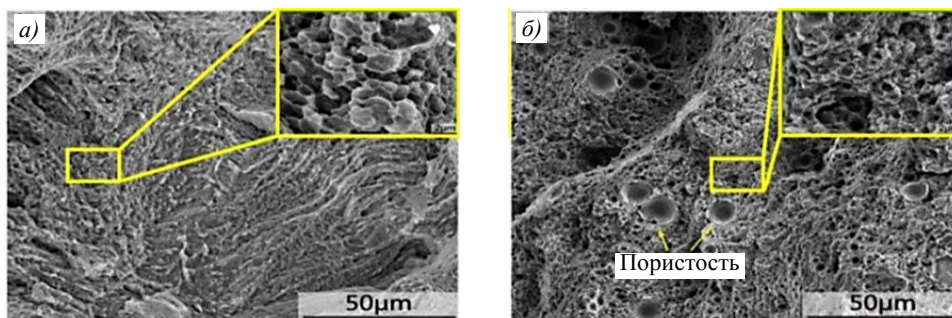


Рис. 8. Изображения поверхностей разрешения образца из сплава системы Al-Cu-Mg , изготовленного со скоростью сканирования 5 м/мин (а), и образца из сплава системы Al-Cu-Mg-Zr , изготовленного со скоростью сканирования 15 м/мин (б) [32]

Сплавы системы Al–Mg–Sc

Сплавы на основе системы Al–Mg относятся к термически неупрочняемым алюминиевым сплавам, имеют отличную коррозионную стойкость и хорошую свариваемость, широко применяются в ракетно-космической и авиационной промышленности [29]. Для сплавов системы Al–Mg термическая обработка (отжиг), необходимая для получения требуемой структуры и свойств материала, хорошо сочетается с обработкой для снятия внутренних напряжений после СЛС. Это дает дополнительное преимущество и делает эти сплавы привлекательными для аддитивного производства.

Сплавы системы Al–Mg, применяемые для СЛС, как правило, легируют цирконием и скандием, поскольку эти элементы увеличивают относительную плотность (до 99,2–99,9 %) при допустимых скоростях печати, а также значительно повышают прочность [29, 33]. В то же время даже небольшие добавки скандия в эти сплавы значительно увеличивают стоимость порошка, что ограничивает широкое применение скандий-содержащих сплавов системы Al–Mg.

Скандий и цирконий оказывают двойное влияние на улучшение свойств сплавов системы Al–Mg. Во-первых, частицы Al_3Sc и Al_3Zr , образующиеся во время кристаллизации, действуют как гетерогенные центры зародышеобразования для измельчения первичных зерен алюминия, что впоследствии повышает механические свойства (упрочнение по механизму Холла–Петча), а также предотвращает рост столбчатых зерен, ответственных за образование горячих трещин, которые являются проблемой для большинства существующих алюминиевых сплавов. Во-вторых, вторичные частицы Al_3Sc и Al_3Zr , образующиеся при обработке для снятия напряжений при температуре 275–325 °С, способствуют значительному дисперсионному упрочнению и термической стабильности при последующем нагреве (150–200 °С), что связано с медленной диффузией скандия и циркония в алюминии.

Наиболее известным сплавом системы Al–Mg–Sc за рубежом является сплав Scalmalloy, который разработан для аддитивного производства компанией Airbus Group и является самым прочным алюминиевым сплавом, используемым для аддитивного производства, с пределом текучести >470 МПа, пределом прочности >520 МПа и относительным удлинением на уровне 13 %.

В работе [29] исследования показали, что выделение фазы Al_3Sc приводит к повышению прочности на 40–50 МПа при увеличении содержания Sc на 0,1 % (по массе). В работе [34] исследовали сплав системы Al–xMg–Sc–Zr, изменяя содержание Mg с 1,5 до 6 % (по массе), с пониженным содержанием Sc (по сравнению со сплавом Scalmalloy). Микроструктура состояла из ультратонких ячеек кристаллизации диаметром 300–600 нм, внутри которых находились частицы $Al_3(Sc, Zr)$ размером 2–15 нм. Предел прочности сплава, полученного методом СЛС, составил от 500 до 550 МПа, а удлинение: 8–11 %.

Сплавы системы Al–Zn–Mg–Cu

Сплавы системы Al–Zn–Mg–Cu являются термически упрочняемыми сплавами и широко применяются в аэрокосмической промышленности благодаря их высокой прочности. Однако эти сплавы очень склонны к образованию трещин во время процесса СЛС.

В работе [35] изучали изменение химического состава сплава 7075 до и после СЛС. Отмечено, что содержание Zn уменьшилось с 5,8 до 3,9 % (по массе), а Mg – с 2,6 до 2,1 % (по массе). Потеря содержания Zn и Mg может привести к ухудшению механических свойств сплава 7075, поскольку эти легирующие элементы стимулируют

упрочнение твердого раствора и дисперсионное твердение фазы $MgZn_2$. При низких соотношениях $Zn:Mg$ в сплаве 7075 может образовываться T-фаза – $(AlZn)_{49}Mg_{32}$.

В работе [36] исследовали сплав 7075 путем предварительного нагрева базовой пластины до 200 °С. Однако результаты исследований не показали значительного снижения образования трещин.

В работе [32] исследовали влияние условий обработки на образование дефектов в сплаве 7075 состава $Al-5Zn-1,5Cu-2,5Mg$ (% (по массе)), полученном с применением СЛС. Порошок сплава 7075 смешивали с частицами кремния в количестве от 1 до 5 % (по массе). Добавление кремния предотвращает образование и распространение микротрещин в сплаве 7075, изготовленном методом СЛС. Установлено, что содержание Si в образцах сплава 7075 в количестве 4 % (по массе) устранило образование микротрещин. Наблюдались также новая эвтектическая фаза и сильный эффект измельчения зерна, препятствующий образованию и распространению трещин. Исследование образцов сплава 7075 с содержанием Si в количестве 5 % (по массе) показало отсутствие трещин и формирование мелкого зерна первичного алюминия, при этом предел текучести составил 360 МПа, предел прочности 537 МПа при относительном удлинении 9,7 %. Установлено, что трещины присутствовали только в образцах из сплава 7075 с содержанием Si менее 2 % (по массе), а также наблюдались длинные (100–300 мкм) и широкие (50–100 мкм) зерна. Однако смешивание двух или более порошков может привести к неоднородному распределению элементов, что вызовет анизотропию механических свойств в деталях. Необходимо отметить, что большие добавки Si (16 % (по массе)) увеличивают хрупкость конструкций, изготовленных методом СЛС.

В работе [37] показано, что использование наночастиц Zr в порошке сплава 7075 приводит к образованию хорошо диспергированных интерметаллидов Al_3Zr , которые во время затвердевания действуют как центры зарождения первичного алюминия, образуя мелкозернистые равноосные зерна, подавляющие образование и распространение микротрещин. Механические свойства после термообработки по режиму T6 составили: предел текучести 325–373 МПа, предел прочности 383–417 МПа при относительном удлинении на уровне 3,8–5,4 %.

Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ и при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (Соглашение № 075-11-2021-085 от 22.12.2021).

Заключения

В обзоре представлены некоторые аспекты формирования структуры сплавов на основе алюминия различных систем легирования, полученных с применением СЛС.

На примере сплавов $AlSi12$ и $AlSi10Mg$ описаны особенности структуры, а также типичные дефекты, которые могут образовываться в процессе синтеза в зависимости от различных факторов.

Сплавы $AlSi10Mg$ и $AlSi12$, полученные методом СЛС, имеют ячеисто-дендритную структуру, которая изменяется в зависимости от содержания Si и состоит из ячеек алюминиевого твердого раствора, разделенных обогащенными кремнием границами. С увеличением содержания кремния в сплавах системы $Al-Si$, полученных методом СЛС, формируются мелкие дендритные структуры с размером ячеек ~0,5 мкм. Границы ячеек декорированы выделениями Si, которые утолщаются при увеличении содержания Si >12 % (по массе).

Проанализировано влияние термической обработки (отжига) на микроструктуру и механические свойства сплава $AlSi12$, полученного с применением СЛС. Показано, что микроструктура материала ячеистая. При отжиге микроструктура переходит в

структуру композитного типа, которая состоит из матрицы алюминиевого раствора и отдельных частиц кремния, образованных при термообработке.

Приведены научно-технические литературные данные о структуре и механических свойствах алюминиевых сплавов других систем легирования (Al–Cu–Mg, Al–Mg–Sc, Al–Zn–Mg–Cu).

Проанализировано влияние добавки Zr на образование трещин, микроструктуру и механические свойства сплава системы Al–Cu–Mg, полученного методом СЛС. Добавление Zr уменьшает образование трещин из-за формирования выделений Al_3Zr , которые действуют как зародыши для зерен α -Al во время затвердевания, что приводит к измельчению зерен, а также к улучшению механических свойств.

Введение скандия и циркония в сплавы системы Al–Mg приводит к улучшению механических свойств за счет образующихся во время кристаллизации частиц Al_3Sc и Al_3Zr , которые действуют как гетерогенные центры зародышеобразования для измельчения первичных зерен алюминия, а также предотвращают рост столбчатых зерен, ответственных за образование горячих трещин.

Добавление кремния в количестве 4–5 % (по массе) предотвращает образование и распространение микротрещин в сплавах системы Al–Zn–Mg–Cu, изготовленных методом СЛС. Установлено, что трещины присутствовали только в образцах сплава системы Al–Zn–Mg–Cu с содержанием Si менее 2 % (по массе). Большие добавки Si (16 % (по массе)) увеличивают хрупкость конструкций, изготовленных методом СЛС.

Использование наночастиц Zr в порошке сплава системы Al–Zn–Mg–Cu приводит к образованию интерметаллидов Al_3Zr , которые во время затвердевания действуют как центры зарождения первичного алюминия, образуя мелкозернистые равноосные зерна, подавляющие образование и распространение микротрещин.

Список источников

1. 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 // *Электрометаллургия*. 2022. № 1. С. 2–12.
2. 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. Адаптация и создание материалов // *Электрометаллургия*. 2022. № 4. С. 15–25.
3. 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: 20.10.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-11-11-20.
4. Tang H.P., Qian M., Liu N. et al. Effect of powder reuse times on additive manufacturing of Ti–6Al–4V by selective electron beam melting // *Journal of the Minerals*. 2015. Vol. 67. P. 555–563.
5. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // *Вестник Российской академии наук*. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
6. Babu S.S. Materials science aspects related to additive manufacturing // *Scripta Materialia*. 2017. Vol. 135. P. 97–99.
7. Kimura T., Nakamoto T. Thermal and mechanical properties of commercial-purity aluminum fabricated using selective laser melting // *Materials Transactions*. 2017. Vol. 58. P. 799–805.
8. Montero Sistiaga M.L., Mertens R., Vrancken B. et al. Changing the alloy composition of Al7075 for better processibility by selective laser melting // *Materials Processing Technology*. 2016. Vol. 238. P. 437–445.
9. Kruth J., Levy G., Klocke F., Childs T.H.C. Consolidation phenomena in laser and powder-bed fusion layered manufacturing // *CIRP Annals-Manufacturing Technology*. 2007. Vol. 56. P. 730–759.
10. Медведев П.Н., Гуляев А.И. Анализ пространственного распределения трещин в жаропрочном никелевом сплаве, изготовленном по технологии СЛС // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 1 (58). С. 12–18. DOI: 10.18577/2071-9140-2022-0-1-12-18.

11. Hönnige J.R., Colegrove P.A., Ganguly S. et al. Control of Residual Stress and Distortion in Aluminium Wire + Arc Additive Manufacture with Rolling // *Additive Manufacturing*. 2018. Vol. 22. P. 775–783.
12. Brice C.A., Hofmeister W.H. Determination of Bulk Residual Stresses in Electron Beam Additive-Manufactured Aluminum // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2013. Vol. 44. P. 5147–5153.
13. 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: 03.10.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-4-91-100.
14. Дынин Н.В., Заводов А.В., Оглодков М.С., Хасиков Д.В. Влияние параметров процесса селективного лазерного сплавления на структуру алюминиевого сплавов системы Al–Si–Mg // *Труды ВИАМ*. 2017. № 10 (58). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.10.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-10-1-1.
15. Мовенко Д.А., Шуртаков С.В. Причины образования микротрещин и снижение плотности их распределения в изделиях из никелевых жаропрочных сплавов, изготовленных методом СЛС (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 2 (67). Ст. 04. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 20.10.2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.
16. Siddique S., Imran M., Walther F. Very high cycle fatigue and fatigues crack propagation behavior of selective laser melted AlSi12 alloy // *International Journal of Fatigue*. 2017. Vol. 94. P. 246–254.
17. Prashanth K.G., Scudino S., Eckert J. Tensile properties of Selective Laser Melted (SLM) Al–12Si at different temperatures // *Technologies*. 2016. Vol. 4. P. 38–46.
18. Wang Z., Prashanth K.G., Scudino S. et al. Tensile properties of Al matrix composites reinforced with in situ devitrified Al₈₄Gd₆Ni₇Co₂ glassy particles // *Alloys Compounds*. 2014. Vol. 586. P. 419–422.
19. Siddique S., Imran M., Walther F. Very high cycle fatigue and fatigues crack propagation behavior of selective laser melted AlSi12 alloy // *International Journal of Fatigue*. 2017. Vol. 94. P. 246–254.
20. Handbook of Aluminum. Vol. 2: Alloy Production and Materials Manufacturing / eds.: G.E. Totten, D.S. MacKenzie. CRC Press: Boca Raton, 2003. 736 p.
21. Wang D., Yang Y., Chen Y. Study on energy input and its influences on single-track, multi-track, and multi-layer in SLM // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2012. Vol. 58. P. 1189–1199.
22. Wang P., Eckert J., Prashanth K.G. et al. A review of particles-reinforced aluminum matrix composites fabricated by selective laser melting // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2020. Vol. 30. P. 2001–2034.
23. Vilaro T., Kottman-Rexerodt V., Thomas M. et al. Direct fabricated of a Ti–47Al–2Cr–2Nb alloy by selective laser melting and direct metal deposition processes // *Advanced Materials Research*. 2010. Vol. 89. P. 586–591.
24. Culha O., Tekmen C., Toparli M., Tsunekawa Y. Mechanical properties of in situ Al₂O₃ formed Al–Si composite coating via atmospheric plasma spraying // *Materials and Design*. 2010. Vol. 31. P. 533–544.
25. Wu J., Wang X.Q., Wang W. et al. Microstructure and strength of selectively laser melted AlSi10Mg // *Acta Materials*. 2016. Vol. 117. P. 311–320.
26. Prashanth K.G. Work hardening in selective laser melted Al–12Si alloy // *Materials Design Processing Communications*. 2019. Vol. 1 (2). Art. e46.
27. Zhang H., Zhu H., Nie X. et al. Fabrication and heat treatment of high strength Al–Cu–Mg alloy processed using selective laser melting // *International Society for Optics and Photonics*. 2016. DOI: 10.1117/12.2211362.
28. Casati R., Lemke J.N., Alarcon A.Z., Vedani M. Aging behavior of high-strength Al Alloy 2618 produced by selective laser melting // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2017. Vol. 48 (2). P. 575–579.

29. Kotadia H.R., Gibbons G., Das A., Howes P.D. A review of laser powder bed fusion additive manufacturing of aluminium alloys: Microstructure and properties // *Additive Manufacturing*. 2021. Vol. 46. P. 1–23.
30. Tan Q., Zhang J., Sun Q. et al. Inoculation treatment of an additively manufactured 2024 aluminium alloy with titanium nanoparticles // *Acta Materials*. 2020. Vol. 196. P. 1–16.
31. Wang P., Gammer C., Brenne F. et al. Microstructure and mechanical properties of a heat-treatable Al–3.5Cu–1.5Mg–1Si alloy produced by selective laser melting // *Materials Science and Engineering A*. 2018. Vol. 711. P. 562–570.
32. Zhang H., Zhu H., Nie X. et al. Effect of zirconium addition on crack, microstructure and mechanical behavior of selective laser melted Al–Cu–Mg alloy // *Scripta Materialia*. 2017. Vol. 134. P. 6–10.
33. Щетинина Н.Д., Кузнецова П.Е., Дынин Н.В., Селиванов А.А. Сплавы на основе алюминия с добавками скандия и циркония в аддитивном производстве (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 3 (64). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 22.10.2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-19-34.
34. Li R., Wang M., Li Z. et al. Developing a high-strength Al–Mg–Si–Sc–Zr alloy for selective laser melting: crack-inhibiting and multiple strengthening mechanisms // *Acta Materials*. 2020. Vol. 193. P. 83–98.
35. Li X.P., Wang X.J., Saunders M. et al. A selective laser meltign and solution heat treatment refined Al–12Si alloy with a controllable ultrafineeutectic microstrcuture and 25 % tensile ductility // *Acta Materialia*. 2015. Vol. 95. P. 74–82.
36. Kaufmann N., Imran M., Wischeropp T.M. et al. Influence of process parameters on the quality of aluminium alloy EN AW 7075 using selective laser melting (SLM) // *Physics Procedia*. 2016. Vol. 83. P. 918–926.
37. Martin J.H., Yahata B.D., Hundley J.M. et al. 3D printing of high-strength aluminium alloys // *Nature*. 2017. Vol. 549. P. 365–369.

References

1. 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.
2. 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. Adaptation and creation of materials. *Electrometallurgiya*, 2022, no. 4, pp. 15–25.
3. 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: October 20, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-11-11-20.
4. Tang H.P., Qian M., Liu N. et al. Effect of powder reuse times on additive manufacturing of Ti–6Al–4V by selective electron beam melting. *Journal of the Minerals*, 2015, vol. 67, pp. 555–563.
5. Kablov E.N. Materials of a new generation and digital technologies for their processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
6. Babu S.S. Materials science aspects related to additive manufacturing. *Scripta Materialia*, 2017, vol. 135, pp. 97–99.
7. Kimura T., Nakamoto T. Thermal and mechanical properties of commercial-purity aluminum fabricated using selective laser melting. *Materials Transactions*, 2017, vol. 58, pp. 799–805.
8. Montero Sistiaga M.L., Mertens R., Vrancken B. et al. Changing the alloy composition of Al7075 for better processibility by selective laser melting. *Materials Processing Technology*, 2016, vol. 238, pp. 437–445.
9. Kruth J., Levy G., Klocke F., Childs T.H.C. Consolidation phenomena in laser and powder-bed fusion layered manufacturing. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 2007, vol. 56, pp. 730–759.
10. Medvedev P.N., Gulyaev A.I. Analysis of the spatial distribution of cracks in a heat-resistant nickel alloy manufactured using SLM technology. *Aviation materials and technologies*, 2020, no. 1 (58), pp. 12–18. DOI: 10.18577/2071-9140-2022-0-1-12-18.

11. Hönnige J.R., Colegrove P.A., Ganguly S. et al. Control of Residual Stress and Distortion in Aluminium Wire + Arc Additive Manufacture with Rolling. *Additive Manufacturing*, 2018, vol. 22, pp. 775–783.
12. Brice C.A., Hofmeister W.H. Determination of Bulk Residual Stresses in Electron Beam Additive-Manufactured Aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, vol. 44, pp. 5147–5153.
13. 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: October 03, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-4-91-100.
14. 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: October 03, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-10-1-1.
15. Movenko D.A., Shurtakov S.V. Microcrack formation and controlling in nickel superalloys processed by selective laser melting (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), paper no. 04. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 20, 2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.
16. Siddique S., Imran M., Walther F. Very high cycle fatigue and fatigues crack propagation behavior of selective laser melted AlSi12 alloy. *International Journal of Fatigue*, 2017, vol. 94, pp. 246–254.
17. Prashanth K.G., Scudino S., Eckert J. Tensile properties of Selective Laser Melted (SLM) Al–12Si at different temperatures. *Technologies*, 2016, vol. 4, pp. 38–46.
18. Wang Z., Prashanth K.G., Scudino S. et al. Tensile properties of Al matrix composites reinforced with in situ devitrified Al₈₄Gd₆Ni₇Co₂ glassy particles. *Alloys Compounds*, 2014, vol. 586, pp. 419–422.
19. Siddique S., Imran M., Walther F. Very high cycle fatigue and fatigues crack propagation behavior of selective laser melted AlSi12 alloy. *International Journal of Fatigue*, 2017, vol. 94, pp. 246–254.
20. *Handbook of Aluminum*, vol. 2: Alloy Production and Materials Manufacturing. Eds. G.E. Totten, D.S. MacKenzie. CRC Press: Boca Raton, 2003. 736 p.
21. Wang D., Yang Y., Chen Y. Study on energy input and its influences on single-track, multi-track, and multi-layer in SLM. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2012, vol. 58, pp. 1189–1199.
22. Wang P., Eckert J., Prashanth K.G. et al. A review of particles-reinforced aluminum matrix composites fabricated by selective laser melting. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2020, vol. 30, pp. 2001–2034.
23. Vilaro T., Kottman-Rexerodt V., Thomas M. et al. Direct fabricated of a Ti–47Al–2Cr–2Nb alloy by selective laser melting and direct metal deposition processes. *Advanced Materials Research*, 2010, vol. 89, pp. 586–591.
24. Culha O., Tekmen C., Toparli M., Tsunekawa Y. Mechanical properties of in situ Al₂O₃ formed Al–Si composite coating via atmospheric plasma spraying. *Materials and Design*, 2010, vol. 31, pp. 533–544.
25. Wu J., Wang X.Q., Wang W. et al. Microstructure and strength of selectively laser melted AlSi10Mg. *Acta Materials*, 2016, vol. 117, pp. 311–320.
26. Prashanth K.G. Work hardening in selective laser melted Al–12Si alloy. *Materials Design Processing Communications*, 2019, vol. 1 (2), art. e46.
27. Zhang H., Zhu H., Nie X. et al. Fabrication and heat treatment of high strength Al–Cu–Mg alloy processed using selective laser melting. *International Society for Optics and Photonics*, 2016. DOI: 10.1117/12.2211362.
28. Casati R., Lemke J.N., Alarcon A.Z., Vedani M. Aging behavior of high-strength Al Alloy 2618 produced by selective laser melting. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2017. Vol. 48 (2), pp. 575–579.
29. Kotadia H.R., Gibbons G., Das A., Howes P.D. A review of laser powder bed fusion additive manufacturing of aluminium alloys: Microstructure and properties. *Additive Manufacturing*, 2021, vol. 46, pp. 1–23.
30. Tan Q., Zhang J., Sun Q. et al. Inoculation treatment of an additively manufactured 2024 aluminium alloy with titanium nanoparticles. *Acta Materials*, 2020, vol. 196, pp. 1–16.

31. Wang P., Gammer C., Brenne F. et al. Microstructure and mechanical properties of a heat-treatable Al–3.5Cu–1.5Mg–1Si alloy produced by selective laser melting. *Materials Science and Engineering A*, 2018, vol. 711, pp. 562–570.
32. Zhang H., Zhu H., Nie X. et al. Effect of zirconium addition on crack, microstructure and mechanical behavior of selective laser melted Al–Cu–Mg alloy. *Scripta Materialia*, 2017, vol. 134, pp. 6–10.
33. Shchetinina N.D., Kuznetsova P.E., Dynin N.V., Selivanov A.A. Aluminum alloys with additions of Sc and Zr IN additive manufacturing (review) *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 3 (64), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 22, 2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-19-34.
34. Li R., Wang M., Li Z. et al. Developing a high-strength Al–Mg–Si–Sc–Zr alloy for selective laser melting: crack-inhibiting and multiple strengthening mechanisms. *Acta Materials*, 2020, vol. 193, pp. 83–98.
35. Li X.P., Wang X.J., Saunders M. et al. A selective laser melting and solution heat treatment refined Al–12Si alloy with a controllable ultrafineeutectic microstructure and 25 % tensile ductility. *Acta Materialia*, 2015, vol. 95, pp. 74–82.
36. Kaufmann N., Imran M., Wischeropp T.M. et al. Influence of process parameters on the quality of aluminium alloy EN AW 7075 using selective laser melting (SLM). *Physics Procedia*, 2016, vol. 83, pp. 918–926.
37. Martin J.H., Yahata B.D., Hundley J.M. et al. 3D printing of high-strength aluminium alloys. *Nature*, 2017, vol. 549, pp. 365–369.

Информация об авторах

Сбитнева Светлана Викторовна, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Лукина Ева Александровна, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

Svetlana V. Sbitneva, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Eva A. Lukina, Head of the Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 28.11.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 02.12.2022.

The article was submitted 28.11.2022; approved and accepted for publication after reviewing 02.12.2022.