

УДК 621.745.55:669.715

Н.В. Дынин¹, А.О. Иванова¹, Д.В. Хасиков¹, М.С. Оглодков¹

СЕЛЕКТИВНОЕ ЛАЗЕРНОЕ СПЛАВЛЕНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ (обзор)

DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-8-2-2

Представлен обзор результатов исследований различных научных коллективов по технологии селективного лазерного сплавления алюминиевых сплавов. В обзоре рассмотрены особенности алюминиевых сплавов, включая наличие устойчивой оксидной пленки, высокой отражающей способности, теплопроводности и низкой текучести порошковой композиции, оказывающие влияние на процесс сплавления и получения качественной структуры. Показаны результаты по влиянию различных параметров и химического состава материалов на их характеристики. Представлено краткое описание основных систем легирования алюминиевых сплавов, применяемых для изготовления образцов и прототипов с использованием аддитивных технологий.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление, алюминиевые сплавы, аддитивные технологии.

The article presents a review of studies of different research teams on the technology of selective laser melting of aluminum alloys. The review considers features of aluminum alloys, including the presence of stable oxide films, high reflectivity, thermal conductivity and low fluidity of the powder composition, influencing the fusion process and obtains high-quality structure. The presented results on the influence of different parameters and the chemical composition of materials to their characteristics. Brief description of the main systems of alloying of aluminum alloys used for the manufacturing samples and prototypes using additive technologies.

Keywords: selective laser melting, aluminium alloys, additive manufacturing.

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

Алюминиевые сплавы – основной конструкционный материал для ряда изделий техники и технологий. Их применение обусловлено распространенностью алюминия в природе, освоенной технологией получения сплавов и полуфабрикатов, а также высокими удельными характеристиками прочности в совокупности с коррозионной стойкостью.

Традиционными способами получения деталей из алюминия являются литье или деформация с последующей механической обработкой, однако в настоящее время все больше исследований направлено на изготовление деталей из алюминиевых сплавов с использованием аддитивных технологий.

Аддитивные технологии позволяют изготавливать детали непосредственно с 3D-цифровых моделей прямым или послойным методом подачи материала. В настоящее время наиболее изученным и используемым методом изготовления металлических деталей является селективное лазерное сплавление (СЛС), основанное на послойном сплавлении металлического порошка лазерным лучом [1, 2].

Технология СЛС предоставляет возможности для создания новых и улучшению существующих изделий из сплавов для различных отраслей промышленности, таких

как двигателестроение, инструментальное производство, автомобилестроение и др. Перспективным является использование алюминиевых сплавов для изделий, полученных методом СЛС, в авиационной и космической отраслях.

В последние годы сфера применения изделий, изготовленных по технологии СЛС, значительно увеличилась – на 17,4% за 2016 г. (согласно ежегодному глобальному отчету Wohlers Report 2017). Так, детали, изготовленные методом СЛС, внедрены в качестве элементов конструкций агрегатов газотурбинных двигателей (ГТД).

В настоящее время компании начинают активно использовать преимущества технологии СЛС для изготовления деталей. При серийном производстве технология СЛС позволяет быстрее выходить на рынок с готовой продукцией по более низкой цене и изготавливать детали сложной геометрической формы с высокой эффективностью использования сырья (по сравнению с традиционными технологиями) [3].

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») [4].

Характеристика процесса СЛС алюминиевых сплавов

Селективное лазерное сплавление – сложный металлургический процесс, при котором необходимо учитывать большое количество параметров для обеспечения высокого качества конечного изделия. Эти параметры можно разделить на четыре ключевые области, которые связаны с параметрами лазера, стратегией сканирования, свойствами порошка и температурой платформы (рис. 1) [5–21].

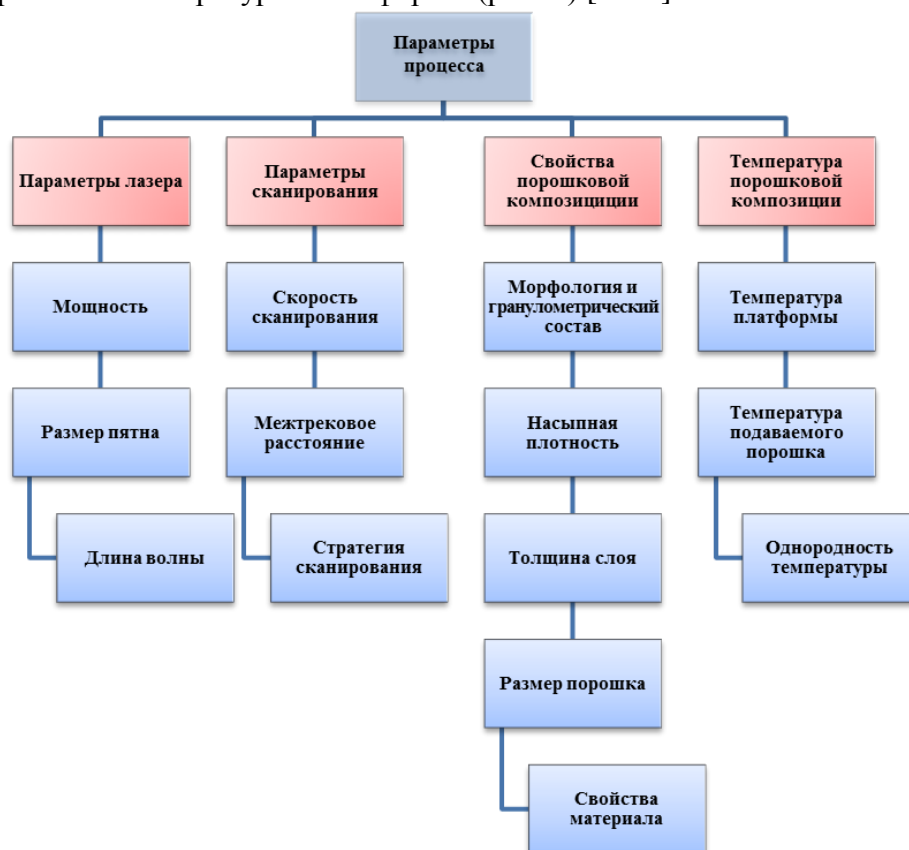


Рис. 1. Параметры процесса селективного лазерного сплавления [3]

С точки зрения оптимизации параметров процесса СЛС необходимо достичь близкой к 100% плотности синтезируемой детали с максимальной скоростью печати. Для выбора параметров, обеспечивающих наибольшую эффективность, необходимо учитывать особенности алюминиевых порошков: устойчивая оксидная пленка на поверхности гранул, низкая текучесть, высокая отражающая способность и теплопроводность [6, 13, 15, 19].

При контакте алюминия с воздушной средой происходит образование оксида на его поверхности. Из термодинамического равновесия и природы пассивирования поверхности следует, что свободная энергия его образования (ΔG) определяется по формуле:

$$\Delta G = -RT \ln K_3,$$

где R – газовая постоянная; T – температура; K_3 – константа равновесия:

$$K_3 = P_{O_2}^{-1},$$

где P_{O_2} – парциальное давление кислорода.

В процессе получения металлопорошковой композиции и изготовления деталей методом СЛС происходит разогрев металла до температур $>600^\circ\text{C}$. Для подавления образования оксидной пленки на алюминии при указанных температурах необходимо, чтобы парциальное давление P_{O_2} было меньше 10^{-50} ат (10^{-45} Па). Данные значения являются недостижимыми, следовательно, образование оксидной пленки на алюминии в процессе атомизации и СЛС является неизбежным. В работе [17] показано, что в процессе СЛС следует учитывать изменение характеристики смачивания поверхности ванны расплава в связи с образованием оксидной пленки на ней. Это оказывает влияние на структуру синтезированного образца при формировании нового слоя и служит одной из причин образования пористости. При достаточной мощности лазера оксидная пленка разрушается и поглощается ванной расплава.

Для алюминиевых порошков характерна низкая текучесть, что можно объяснить несферичностью гранул (в том числе наличием сателлитов) и низкой массой гранулы ввиду низкой плотности алюминия. При распылении струи жидкого металла инертным газом происходит формирование оксидных частиц на поверхности капли расплава, которые ограничивают поверхностное натяжение и являются основой для образования сателлитов. Низкая масса гранул ограничивает текучесть металлопорошковой композиции в связи с доминированием сил трения и когезии гранул, вызванной силами взаимодействия Ван-дер-Ваальса, над силой гравитации, действующей на порошок. Данная особенность алюминиевого порошка может препятствовать нанесению тонкого, равномерного слоя для последующего его сплавления.

Алюминий имеет высокую отражательную способность. При воздействии длины волны, равной 1 мкм, которая используется в современных лазерах, алюминий поглощает только 7% от общей энергии. Несмотря на то что фактическое поглощение энергии порошком будет больше (в связи с многократным поглощением и отражением волны), тем не менее для алюминия требуется значительная мощность лазера для преодоления отражательной способности. Кроме того, существует значительная разница в поглощательной способности между расплавленным алюминием и гранулами на границе с расплавом, что приводит к образованию температурных градиентов. Из-за разницы температур по сечению ванны расплава возникают конвекционные потоки (конвекция Марангони), что оказывает влияние на структуру и поверхность синтезированного материала [11].

Алюминий также обладает высокой теплопроводностью, поэтому существенное количество энергии лазера отводится от ванны расплава в синтезированный материал и платформу, в связи с чем для получения плотной структуры необходимо учитывать следующее:

– необходимо большее тепловложение, чем для материалов с низкой теплопроводностью;

– размер ванны расплава будет больше (в сравнении с другими металлами), поскольку значительное количество тепла выводится за пределы пятна лазера.

Небольшой размер пятна и высокая мощность луча лазера при воздействии на слой порошковой композиции приводит к высоким скоростям нагрева и охлаждения ($\sim 10^5$ °C/c). В связи с тем, что в процессе СЛС в изделии возникают большие температурные градиенты, происходит неравномерное изменение удельного объема в разных точках синтезируемого материала, вследствие чего возникают внутренние напряжения. Так, в работе [22] показано, что образование трещин в синтезированных образцах из сплава Al–1% (по массе) Si связано с тем, что внутренние растягивающие напряжения в материале и/или деформация превышают предел прочности и/или удлинение в твердотвердом состоянии в процессе кристаллизации.

В рассмотренных публикациях [18, 21, 22] большое количество исследований направлено на изучение влияния параметров работы лазера на плотность синтезированных образцов. Плотность энергии лазера можно выразить формулой:

$$E = P/vst,$$

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

Кроме плотности энергии существенное влияние на пористость образца оказывает стратегия сканирования. Изменяя стратегию сканирования, также можно влиять на анизотропию синтезированного образца.

Высокая скорость кристаллизации расплава при изготовлении изделий методом СЛС приводит к образованию метастабильных фаз, мелкодисперсной структуры и пересыщению твердого раствора алюминия.

Высокая температура разогрева ванны расплава в процессе СЛС приводит к испарению алюминия и других легких легирующих элементов. В работе [23] показано, что изменение химического состава синтезированного образца зависит от параметров процесса СЛС – чем больше плотность энергии лазера, используемой для синтеза изделия, тем больше угад легкого элемента.

Составы алюминиевых сплавов, используемые для технологии СЛС

В публикациях [5–21] наибольшее распространение и наилучшие результаты получены у сплавов системы Al–Si–Mg (табл. 1), в частности у сплава AlSi10Mg. Сочетание узкого эффективного интервала кристаллизации в совокупности с высоким (>0,5%) удлинением в твердотвердом состоянии и низким значением линейной усадки оказывает положительное влияние на способность сплава сопротивляться образованию горячих трещин (показатель горячеломкости). Существенное влияние на формирование плотного образца также оказывает количество и морфология эвтектической фазы на заключительной стадии кристаллизации ванны расплава. Исключением являются сплавы с содержанием кремния ~1%, которые обладают низкими литейными свойствами. В работе [22] представлена микроструктура синтезированных образцов из сплава системы Al–1% (по массе) Si в разных направлениях печати с характерными горячими трещинами. Авторам работы [22] не удалось решить данную проблему с помощью оптимизации параметров работы лазера.

Таблица 1

**Системы легирования и химические составы сплавов,
используемых для технологии СЛС**

Система легирования	Химический состав, % (по массе)							Ссылка на статью
	Si	Mg	Cu	Mn	Zn	Fe	Ti	
Al-Si	Si	–	–	–	–	–	–	[7]
	~50	–	–	–	–	–	–	
	Si	–	–	–	–	–	–	[20]
	12	–	–	–	–	–	–	
Al-Si-Mg	Si	Mg	Cu	Mn	Zn	Fe	–	[5, 13, 14, 16–19, 21]
	9–11	0,45–0,6	<0,1	0,05	0,05	<0,55	–	
	Si	Mg	Fe	Ni	Mn	Zn	Ti	[18]
	9,92	0,291	0,137	0,04	0,004	0,01	0,006	
Al-Si-Ni	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Ni	[6]
	8,5–10,5	≤0,55	<0,05	<0,45	0,18–0,42	≤0,15	5,1	
Al-Zn-Mg-Cu	Zn	Cu	Mg	Si	Fe	Cr	Ti	[15]
	5,1	2,13	1,95	0,4	0,32	0,26	–	
	Zn	Cu	Mg	Si	Fe	Cr	Ti	[12]
	6,52	1,64	2,48	0,727	0,19	0,263	0,095	
Al-Cu-Mg	Cu	Mg	Fe	Ni	Ti	–	–	[8]
	2,5	1,3	1,2	1,2	0,07	–	–	
	Cu	Mg	Mn	–	–	–	–	[10]
	4,24	1,97	0,56	–	–	–	–	
Al-Mg-Sc	Mg	Sc	Zr	Mn	–	–	–	[11]
	4,6	0,66	0,42	0,49	–	–	–	
Al-Fe-V	Fe	V	Si	–	–	–	–	[9]
	8,95	1,38	1,72	–	–	–	–	

В работах [5–7] показано, что для получения плотного образца (плотность >99%) требуется обеспечить определенный порог плотности энергии (~40 Дж/мм³ – для сплава AlSi10Mg). При недостаточной плотности энергии возникает пористость, вызванная неполным расплавлением металлопорошковой композиции. Так, в работе [22] проанализированы режимы СЛС силуминов с содержанием кремния от 1–20% (по массе). Для получения плотных синтезированных образцов системы Al–(0–4)% (по массе) Si необходимая плотность энергии составляет 80–90 Дж/мм³, а для сплавов системы Al–(4–20)% (по массе) Si – требуемая энергия лазера значительно меньше: 40–60 Дж/мм³. С учетом того, что жидкотекучесть силуминов увеличивается с ростом содержания кремния в сплаве и достигает максимального значения при эвтектическом содержании кремния (12%), авторы работы [22] сделали вывод, что необходимая плотность энергии лазера для получения образца с низкой пористостью зависит, в том числе, от жидкотекучести сплава.

Следует отметить, что Si обладает очень высокой поглощающей способностью энергии лазера (~70%), что может вносить существенный вклад в технологичность при печати порошков из сплавов на базе системы Al–Si. Поскольку типичная структура силуминов состоит из алюминиевого твердого раствора, окруженного эвтектической составляющей, представляющей собой смесь кристаллов алюминия и кремния, то, вероятно, что частицы кремния (особенно находящиеся около поверхности гранулы) поглощают значительную энергию лазера. Теплопередача от частицы кремния к алюминиевой матрице будет способствовать эффективному расплавлению материала. Для реализации этого подхода необходима быстрая теплопередача внутри гранулы, а время, требуемое для диффузии тепла, можно рассчитать по формуле:

$$\tau \approx \frac{D^2}{\alpha},$$

где α – коэффициент тепловой диффузии ($\sim 1 \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$ для Al – при комнатной температуре и $0,7 \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$ – при 600°C).

Как правило, размер гранул порошка, используемого для СЛС, составляет 10–63 мкм, поэтому время, необходимое для теплопередачи от фазы Si, измеряется несколькими десятками микросекунд, а это на порядок меньше времени воздействия лазера на порошковую композицию (несколько миллисекунд). Поскольку кремниевая фаза имеет мелкодисперсное строение и равномерно распределена по объему гранулы, то теплопередача от частиц кремния к алюминиевой матрице осуществляется мгновенно.

Микроструктура синтезированного материала из сплавов системы Al–Si–Mg представляет собой треки – следы прохождения луча лазера. Тонкая структура имеет ячеестое строение, состоящее из алюминиевого твердого раствора с равномерно распределенной фазой кремния и магния по границам ячеек. Форма и размер ячеек изменяются по сечению трека (рис. 2). После закалки и старения фаза кремния коагулирует, приобретая сферическую форму [23–25].

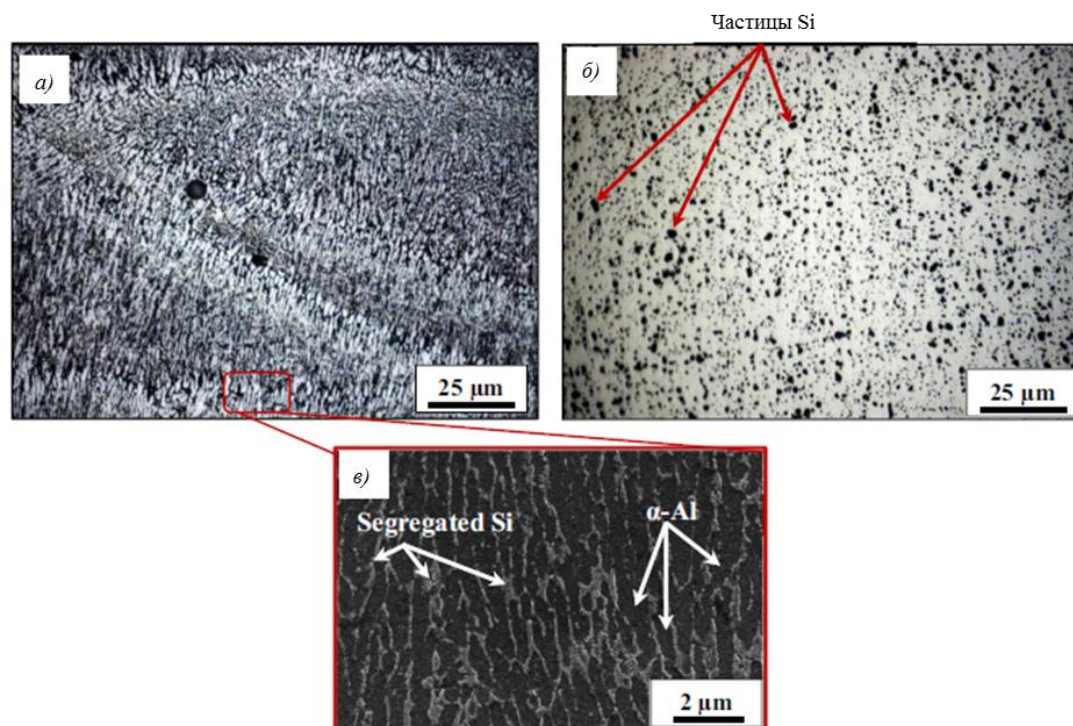


Рис. 2. Микроструктура сплава AlSi10Mg в синтезированном (а, в) и термообработанном состоянии (б) (закалка+старение) [13]

В публикациях [12, 15] авторы исследуют структуру и механические свойства синтезированного материала из сплава 7075 системы Al–Zn–Mg–Cu. При этом в процессе печати неизбежно возникают трещины (рис. 3). Решить данную проблему в работе [15] предлагается введением в сплав порошка кремния, причем получение плотного образца достигается при содержании кремния $\sim 4\%$. Наличие кремния в сплаве приводит к изменению структуры материала и делает ее похожей на структуру силумина, что ограничивает возможность достижения высоких прочностных свойств, характерных для сплава 7075 (табл. 2).

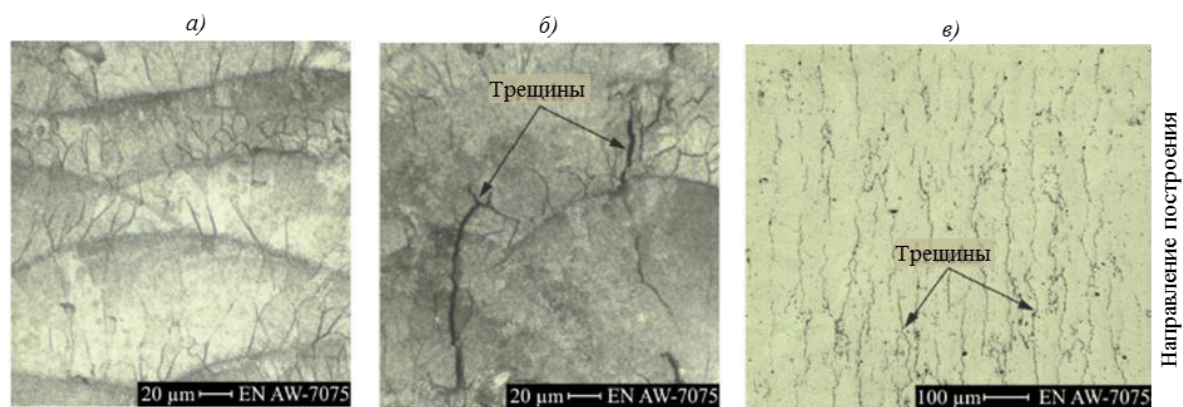


Рис. 3. Микроструктура сплава 7075, полученного методом СЛС [12]: а, б – травленный микрошлиф; в – микрошлиф без травления

Таблица 2

Механические свойства синтезированных и термообработанных образцов

Система легирования	Термическая обработка (ТО)	Предел текучести	Предел прочности	Относительное удлинение δ , %	Твердость HV	Ссылка на статью
		$\sigma_{0,2}$	σ_b			
		МПа				
Al–Si–Mg	Без ТО	268	333	1,4	–	[13]
	Закалка+старение	239	292	3,9	–	
	Отжиг	178–191	274–284	5,7–6,2	–	[16]
	Отжиг	184–195	285–338	7,2–7,6	–	[17]
	Без ТО	230–250	330–340	2,7	–	[18]
Al–Zn–Mg (Si)	Без ТО	279	–	–	160	[12]
	Старение	338	–	–	175	
Al–Cu–Mg	Без ТО	276	402	6	–	[10]
	Закалка	338	532	13	–	
	Без ТО	211	–	–	104	[8]
	ТО	316	–	–	–	
Al–Fe–V	Без ТО	–	–	–	246	[9]

В работах [8, 10] авторы исследовали структуру и свойства синтезированного материала из сплавов 2618 и 2024 системы Al–Cu–Mg (табл. 1). Синтезированный материал из сплава 2024 имеет равномерно распределенную фазу Cu–Mg в алюминиевом твердом растворе (рис. 4, а, б). На границах треков наблюдается увеличение размера фаз, связанное с многократным температурным воздействием в процессе СЛС. Сплав 2618 (рис. 4, в, г) имеет ячеистое строение алюминиевого твердого раствора с фазой системы Cu–Mg–Fe–Ni по границам ячеек. В процессе закалки Cu и Mg переходят в твердый раствор с последующим образованием упрочняющих фаз во время старения. Механические свойства сплавов представлены в табл. 2.

Система легирования Al–Mg–Sc представлена в работе [11] сплавом Scalmalloy. Сплав сплавляется без образования дефектов в виде горячих трещин, его микроструктура состоит из двух областей (рис. 5): мелкодисперсной ячеистой области без предпочтительной ориентации зерна и области столбчатых кристаллов, направленных вдоль температурного градиента. Мелкодисперсная область образована благодаря высокой плотности центров кристаллизации (Al–Mg-оксид и $Al_3(Sc, Zr)$), существующих по краям ванны расплава до температуры $\sim 800^\circ\text{C}$. В центральной части ванны расплава (из-за высоких температурных градиентов) центры кристаллизации распадаются. Это приводит к образованию крупнозернистой области в сечении трека. Существование фазы $Al_3(Sc, Zr)$ на границах ячеек препятствует росту зерна при термическом воздействии в процессе СЛС.

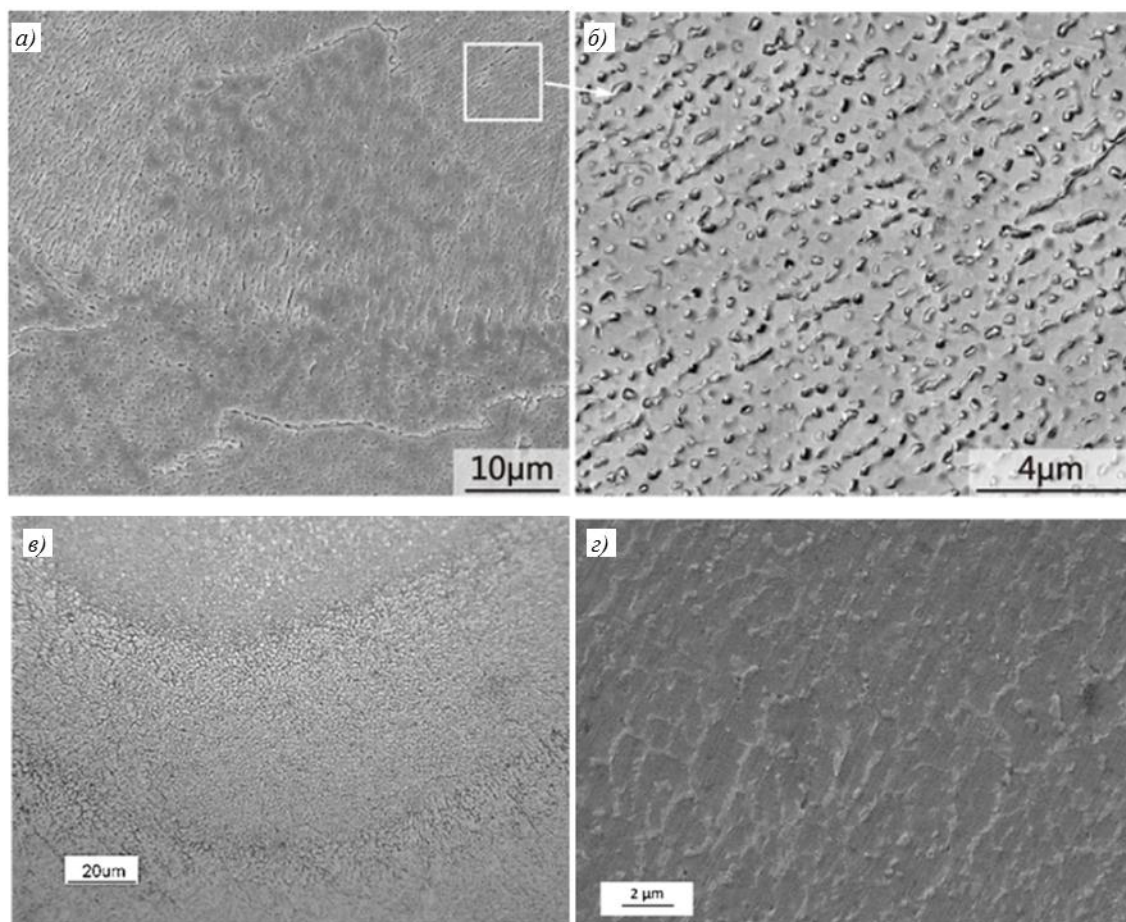


Рис. 4. Микроструктура синтезированных материалов из сплавов 2024 (а, б) и 2618 (в, г) системы Al–Cu–Mg, полученных методом СЛС [8, 10]

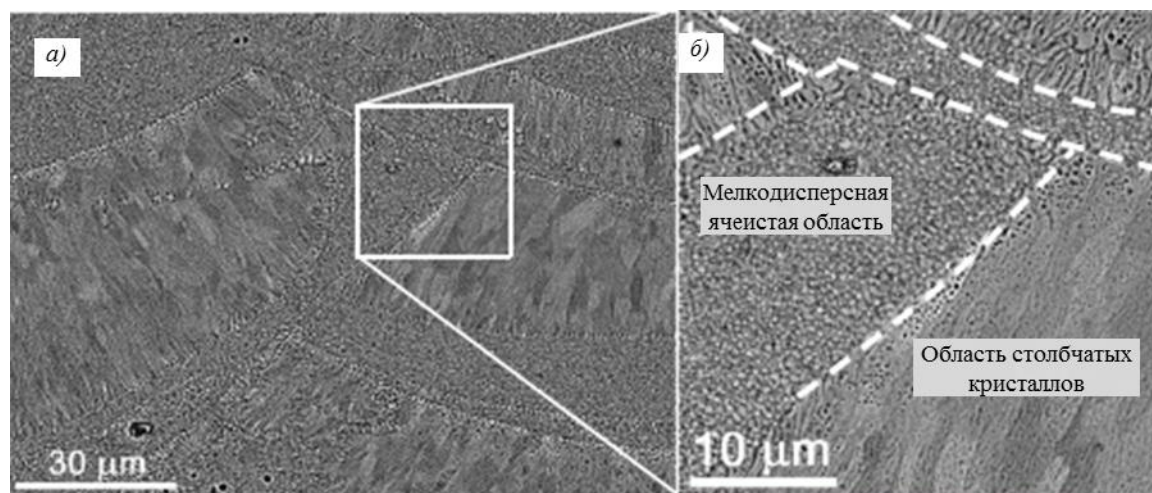


Рис. 5. Микроструктура синтезированного материала из сплава системы Al–Mg–Mn, полученного методом СЛС [11]

В работах [26–35] рассмотрены композиционные материалы (КМ) на базе алюминиевой матрицы, полученные по технологии СЛС. Для создания современной техники требуются материалы с комплексом свойств, которыми не обладают стандартные металлические сплавы, керамика и полимерные материалы. Алюминиевые сплавы обладают низкой плотностью и высокой коррозионной стойкостью, однако их использование

ограничивается низкими жесткостью и износостойкостью. Армирование алюминиевой матрицы упрочняющими фазами имеет потенциал для получения конструкций с высоким отношением жесткости к массе. В настоящее время использование КМ на базе алюминия ограничено сложностью технологического процесса и вопросами химической совместимости матрицы и армирующего компонента.

Изготовление КМ по технологии литья характеризуется наличием двух проблем – сегрегация армирующих частиц и их взаимодействие с расплавом в процессе плавки. Кроме того, последующая механическая обработка полуфабрикатов осложнена присутствием упрочняющей твердой фазы и ведет к дополнительным затратам ввиду износа обрабатываемого оборудования. Применение технологий порошковой металлургии для изготовления КМ решает проблему сегрегации, но возникают ограничения по геометрической форме и плотности изделия. Технология СЛС позволяет объединить преимущества технологии литья и порошковой металлургии благодаря локальному расплавлению материала и его быстрому охлаждению, что сохраняет равномерное распределение армирующих частиц и препятствует их взаимодействию с расплавом.

Механические свойства синтезированного КМ зависят, в том числе, от параметров процесса СЛС. Так, в работе [30] показано, что изменяя параметры СЛС возможно достичь: значений микротвердости – порядка 188,3 НV, предела прочности – порядка 486 МПа и относительного удлинения – порядка 10,9%, благодаря упрочнению зерна и межзеренной границы наноразмерным соединением TiC в матрице сплава AlSi10Mg. Показана также возможность изменения структуры материала посредством регулирования плотности энергии лазера. С увеличением мощности размер частиц соединения TiC увеличился с 77–93 до 154 нм [31], что привело к уменьшению коэффициента трения материала до 0,36 и, как следствие, улучшению износостойкости КМ.

В работе [32] алюминиевый сплав AlCu4,5Mg3 упрочняли частицами SiC, что привело к повышению износостойкости. Однако при содержании SiC более 20% (по массе) возникали проблемы с трещинообразованием на границе включений SiC с алюминиевой матрицей из-за различных значений температурных коэффициентов линейного расширения (ТКЛР), из-за чего в материале возникают остаточные напряжения. В работе [34] исследовалась граница частиц SiC с алюминиевой матрицей и выявлено образование пластинчатой фазы Al₄C₃ размером до 30 мкм, которая сформировалась в процессе СЛС.

Получение КМ по технологии СЛС проводили в работах [10, 33] – в матрицу алюминиевого сплава добавляли порошок на основе Ni и Fe₂O₃. Результатом стало равномерное распределение упрочняющих частиц в синтезированном образце с образованием алюминатов вводимых элементов.

Механические свойства и термическая обработка

Вследствие быстрой кристаллизации ванны расплава в процессе СЛС происходит пересыщение алюминиевой матрицы легирующими элементами, что может приводить к твердорастворному упрочнению синтезированного материала. Значительное влияние также оказывает измельчение структуры материалов, связанное с высокими скоростями охлаждения. В табл. 2 представлены механические свойства различных систем легирования, из данных которой следует, что синтезированные образцы обладают на 20–30% бóльшим пределом прочности σ_b и в 2 раза бóльшим относительным удлинением, чем образцы аналогичного состава, полученные литьем. Следует отметить, что в изделиях, изготовленных по технологии СЛС, наблюдается анизотропия свойств. Ключевым фактором, влияющим на свойства синтезированного материала, является наличие пористости, трещин и нерасплавленных гранул [8–20].

Представляют интерес исследования, описанные в работах [10, 13], по влиянию термической обработки на структуру и механические свойства синтезированных образцов. При повышенных температурах в материале происходят два процесса:

- выделение фаз из пересыщенного твердого раствора алюминия;
- огрубление и рост существующих зерен и фаз.

Следует отметить, что упрочняющая термическая обработка устраняет анизотропию механических свойств. Это связано с тем, что при высоких температурах трещиновая структура, характерная для синтезированного материала, сменяется на однородную структуру по всему сечению изделия.

Заключения

Для изготовления деталей по технологии СЛС применяют алюминиевые сплавы различных систем легирования. Наиболее изученными являются сплавы системы Al–Si. Благодаря хорошей жидкотекучести и низкой склонности к образованию горячих трещин, силумины являются более технологичными сплавами для процесса СЛС, чем сплавы систем Al–Zn–Mg–Cu, Al–Cu–Mg и Al–Mg–Sc. Плотная структура синтезированного материала из сплавов системы Al–Si обеспечивает получение изделий с высокими механическими свойствами, превышающими свойства изделий, полученных методом литья.

Детали, изготовленные по технологии СЛС, могут иметь дефекты в виде пористости и трещин. На количество дефектов влияют свойства сплава и параметры процесса СЛС. Сплавы, склонные к образованию горячих трещин (например, 7075, Al–1% (по массе) Si), требуют оптимизации параметров процесса СЛС и подогрева платформы.

Технология СЛС позволяет получать мелкодисперсную ячеистую структуру, создавать пересыщенные алюминиевые твердые растворы, вводить армирующие частицы в алюминиевую матрицу и др., что определяет перспективность исследований в данном направлении.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Аддитивные технологии – доминанта национальной технологической инициативы // Интеллект и технологии. 2015. №2 (11). С. 52–55.
2. Buchbinder D. Rapid Manufacturing of Aluminium Parts for serial Production via Selective Laser Melting // Proc. of International User's Conference on Rapid Prototyping-Tooling&Manufacturing «Euro-uRapid 2007» (Dec. 3–4, 2007, Frankfurt/Main, Germany). 2007. P. 2:2394–2400.
3. Sercombe T.B., Li X. Selective laser melting of aluminium and aluminium metal matrix composites: review // Materials Technology, 2016. Vol. 31 (2). P. 77–85. DOI: 10.1179/1753555715Y.0000000078.
4. 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.
5. Aboulkhair E.T., Tuck C., Ashcroft I., Maskery I., Everitt N.M. On the precipitation hardening of selective laser melted AlSi10Mg // Metallurgical and Materials Transactions: A. 2015. Vol. 46. Issue 8. P. 3337–3341. DOI: 10.1007/s11661-015-2980-7.
6. Aversa A., Lorusso M., Cattano G., Manfredi D. A study of the microstructure and the mechanical properties of an Al–Si–Ni alloy produced via selective laser melting // Journal of Alloys and Compounds. 2016. Vol. 695. P. 1470–1478. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.10.285.
7. Jia Y.D., Ma P., Prashanth K.G., Wang G. Microstructure and thermal expansion behavior of Al–50Si synthesized by selective laser melting // Journal of Alloys and Compounds. 2017. Vol. 699. P. 548–553. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.12.429.

8. Casati R., Lemke J.N., Alarcon A.Z. Aging behavior of high-strength Al alloy 2618 produced by selective laser melting // *Metallurgical and materials transactions A*. December, 2016. DOI: 10.1007/s11661-016-3883-y.
9. Shaobo Sun, Lijing Zheng, Yingying Liu. Characterization of Al–Fe–V–Si heat-resistant aluminum alloy components fabricated by selective laser melting // *Materials Research Society*. 2015. Vol. 30. No. 10. DOI:10.1557/jmr.2015.110.
10. Zhang H., Zhu H. Fabrication and heat treatment of high strength Al–Cu–Mg alloy processed using selective laser melting // *Proc. of SPIE*. Vol. 9738: Laser 3D Manufacturing III, 97380X. 2016. DOI:10.1117/12.2211362.
11. 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.
12. Montero Sistiaga M.L., Mertens R., Vrancken B. et al. Changing the alloy composition of Al7075 for better processability by selective laser melting // *Journal of Materials Processing Technology*. 2016. Vol. 238. P. 437–445. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.08.003.
13. 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.
14. Maskery I., Aboulkhai 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.
15. Reschetnik W. Fatigue crack growth behavior and mechanical properties of additively processed EN AW-7075 aluminium alloy // *Procedia Structural Integrity*. 2016. Vol. 2. P. 3040–3048. DOI:10.1016/j.prostr.2016.06.380.
16. Tang M., Pistorius P.C. Anisotropic Mechanical Behavior of AlSi10Mg Parts Produced by Selective Laser Melting // *Journal of Metals*. 2017. Vol. 69. No. 3. DOI: 10.1007/s11837-016-2230-5.
17. Rosenthal I., Stern A., Frage N. Strain rate sensitivity and fracture mechanism of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting // *Materials Science & Engineering: A*. 2017. Vol. 682. P. 509–517. DOI: 10.1016/j.msea.2016.11.070.
18. Noriko Read, Wei Wang, Khamis Essa. 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.
19. Maskery I., Aboulkhai 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.
20. 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.
21. Kempen K., Thijs L., Yasa E., Badrossamay M., Verheecke W., Kruth J. Process optimization and microstructural analysis for selective laser melting of AlSi10Mg // *Solid Freeform Fabrication Symposium*. 2011. Vol. 22. P. 484–495.
22. 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*. 2017. Vol. 682. P. 593–602. DOI: 10.1016/j.msea.2016.11.059.
23. Aboulkhai 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.
24. 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.
25. Weingarten C., Buchbinder D. Formation and reduction of hydrogen porosity during selective laser melting of AlSi10Mg // *Journal of Materials Processing Technology*. 2015. Vol. 221. P. 112–120.

26. 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.
27. Каблов Е.Н., Щетанов Б.В., Гращенков Д.В., Шавнев А.А., Няфкин А.Н. Металломатричные композиционные материалы на основе Al–SiC // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №5. С. 373–380.
28. Лукина Е.А., Филонова Е.В., Тренинков И.А. Микроструктура и преимущественные кристаллографические ориентировки жаропрочного никелевого сплава, синтезированного методом СЛС, в зависимости от энергетического воздействия и термообработки // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №1 (46). С. 38–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-1-38-44.
29. Березовский В.В., Шавнев А.А., Ломов С.Б., Курганова Ю.А. Получение и анализ структуры дисперсноупрочненных композиционных материалов системы Al–SiC с различным содержанием армирующей фазы // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. №56. С. 17–23. DOI: 10.185577/2071-9140-2014-0-S6-17-23.
30. Gu D., Wang H., Dai D. et al. Rapid fabrication of Al-based bulk-form nanocomposites with novel reinforcement and enhanced performance by selective laser melting // *Scr. Mater.* 2015. Vol. 96. P. 25–28.
31. Gu D., Wang H., Chang F. et al. Selective laser melting additive manufacturing of TiC/AlSi–i10Mg bulk-form nanocomposites with tailored microstructures and properties // *Phys. Procedia*. 2014. Vol. 56. P. 108–116.
32. Ghosh S.K., Saha P. Crack and wear behavior of SiC particulate reinforced aluminium based metal matrix composite fabricated by direct metal laser sintering process // *Mater. Des.* 2011. Vol. 32 (1). P. 139–145.
33. Dadbakhsh S., Hao L. Effect of Fe₂O₃ content on microstructure of Al powder consolidated parts via selective laser melting using various laser powers and speeds // *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 2014. Vol. 73 (9–12). P. 1453–1463.
34. Ocelik V., Vreeling J.A., De Hosson J.T.M. EBSD study of reaction zone in SiC/Al metal matrix composite prepared by laser melt injection // *J. Mater. Sci.* 2001. Vol. 36 (20). P. 4845–4849.
35. Li X.P., Ji G., Chen Z. Selective laser melting of nano-TiB₂ decorated AlSi10Mg alloy with high fracture strength and ductility // *Acta Materialia*. 2017. Vol. 129. P. 183–193. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.02.062.