

УДК 620.193:669.715

М.А. Фомина¹, Н.В. Дынин¹, С.В. Шуртаков¹, С.Е. Морозова¹**КОРРОЗИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Si–Mg, СИНТЕЗИРОВАННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ**

DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-4-91-100

Селективное лазерное сплавление (СЛС) является перспективной технологией изготовления деталей сложной конфигурации. В настоящее время к наиболее изученным алюминиевым сплавам, применяющимся для изготовления деталей методом СЛС, можно отнести силумины. В связи с существенным отличием структуры синтезированного сплава от сплава с литой структурой, значительно изменяются механические, коррозионные и эксплуатационные свойства деталей. Исследовано коррозионное поведение алюминиевого сплава системы Al–Si–Mg в синтезированном и термообработанном состояниях. Представлены результаты испытаний на общую и межкристаллитную коррозию.

Ключевые слова: коррозионное поведение, селективное лазерное сплавление, алюминиевые сплавы, аддитивные технологии, система Al–Si–Mg, межкристаллитная коррозия.

M.A. Fomina¹, N.V. Dynin¹, S.V. Shurtakov¹, S.E. Morozova¹**CORROSION BEHAVIOR OF Al–Si–Mg ALLOY MADE BY SELECTIVE LASER MELTING METHOD**

Selective laser melting (SLM) is a promising technology for complicated configuration details manufacture. Sulimins are the most investigated alloys in selective laser melting manufacture at the time. A mechanical, corrosion and operational performance of SLM and as-cast details are deeply vary because cast structure stands in stark difference to SLM structure. In this article a corrosion behavior of synthesized and heat treated Al–Si–Mg alloy is shown. Also the results of general and intergranular corrosion are shown.

Keywords: corrosion behavior, selective laser melting, aluminum alloys, additive technologies, Al–Si–Mg, intergranular corrosion.

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

В настоящее время аддитивные технологии активно развиваются во многих технологически развитых странах мира [1, 2]. По сравнению с традиционной технологией производства деталей сложной конфигурации методом литья, аддитивные технологии имеют ряд преимуществ, среди которых снижение трудозатрат и уменьшение расхода материала при доведении детали до нужных размеров. Среди разнообразия аддитивных технологий широко исследуется метод селективного лазерного сплавления (СЛС), заключающийся в послойном сплавлении металлического порошка с помощью инфракрасного лазера [3]. Технология СЛС позволяет получать мелкодисперсную структуру сплавов с высокой степенью пересыщения основного металла легирующими элементами, что в свою очередь открывает новые перспективы при создании сплавов [4, 5]. Наиболее изученной системой легирования алюминиевых сплавов, применяемых для аддитивных технологий, является система Al–Si–Mg [6–12]. Сплавы данной системы

обладают низкой склонностью к образованию горячих трещин, что является ключевым фактором при использовании материала в аддитивных технологиях. Из силуминов традиционно изготавливают заготовки деталей методом литья.

Как известно, структура силуминов в литом состоянии имеет дендритное строение – алюминий-кремниевая эвтектика расположена по границам твердого раствора алюминия. Структура образцов, полученных методом СЛС (синтезированное состояние), из силумина AlSi10Mg с добавками Cu, Zr, Ce, в том числе после отжига, исследована в работах [13, 14]. Структура синтезированного сплава представляет собой следы прохождения лазера, в результате воздействия которого формируются ячейки твердого раствора алюминия с распределенными по границам мелкодисперсными частицами кремния. Образование частиц кремния в синтезированном силумине связано с высокими скоростями охлаждения микрованны расплава в процессе СЛС. В процессе термической обработки происходит рекристаллизация и коагуляция частиц кремния, а также выделение дисперсных интерметаллидных фаз из твердого раствора алюминия [15–17].

Коррозионная стойкость алюминиевых сплавов зависит от концентрации легирующих элементов и примесей, а также их распределения в матрице основы металла. Кроме того, сказывается влияние компонентов окружающей коррозионно-агрессивной среды. Как известно, при эксплуатации в изделиях алюминиевые сплавы подвергаются различного рода агрессивному воздействию, которое провоцирует развитие коррозионных процессов. Наиболее распространенный вид коррозионных поражений, возникающих в алюминиевых сплавах, – это локальные виды коррозии, такие как питтинговая и межкристаллитная. К числу наиболее опасных видов локальной коррозии, в частности применительно к алюминиевым сплавам системы Al–Si–Mg, относится также склонность к коррозионному растрескиванию под напряжением [18].

При разработке новых сплавов необходимо учитывать склонность алюминиевых сплавов к вышечисленным видам коррозионных поражений с учетом влияния режимов термической обработки, эксплуатационных нагревов и других технологических факторов, а также их поведение при воздействии различных коррозионно-активных сред [19–28].

В данной статье представлены результаты исследований коррозионного поведения алюминиевого сплава AlSi10Mg с добавками Cu, Zr, Ce в литом, синтезированном и термически обработанном состояниях. В соответствии с отечественными и зарубежными методиками проведены ускоренные коррозионные испытания, определена склонность сплава к межкристаллитной коррозии (МКК), а также оценено его поведение при общем коррозионном воздействии при испытаниях в 3%-ном растворе хлористого натрия.

Работа выполнена в рамках реализации комплексных научных проблем 8.1. «Высокопрочные свариваемые алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы пониженной плотности с повышенной вязкостью разрушения» и 10.4. «Технологии получения би- и полиметаллических естественноармированных металлических материалов методом прямого лазерного синтеза из металлических порошков» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [2].

Материалы и методы

Для проведения исследования использовали алюминиевый сплав AlSi10Mg с добавлением меди в количестве, не превышающем 0,8% (по массе), и добавками Zr и Ce, суммарное количество которых в сплаве не превышало 0,5% (по массе). Изготовление металлопорошковой композиции, для последующего сплавления, проводили методом газовой атомизации на установке Hermiga 10/100 VI (Англия) с последующим отделением фракции <10 мкм при помощи газодинамической сепарации. Фракционный состав металлопорошковой композиции исследовали на установке Analysette 22 фирмы Fritsch.

Образцы с литой структурой изготавливали разливкой расплава в водоохлаждаемую изложницу с последующей механической обработкой. Изготовление синтезированных образцов проводили на установке для 3D-печати EOS M290 в защитной среде аргона высокой чистоты. Подогрев платформы осуществляли до температуры 150°C. Термическую обработку образцов проводили в камерной печи сопротивления с принудительной конвекцией Накал НКО 7.7.10/7ВП. Исследование микроструктуры исходных образцов проводили после травления в 1%-ном растворе плавиковой кислоты в течение 10 с на металлографическом микроскопе Olympus GX51.

Перед проведением коррозионных испытаний поверхность образцов подвергали шлифовке, а затем подготавливали к испытаниям следующим способом: обезжиривали органическими растворителями, затем протравливали в 10%-ном растворе едкого натра в течение 1 мин при температуре 50–60°C и промывали в проточной воде. После этого проводили осветление в 25–30%-ном растворе азотной кислоты в течение 2 мин, вновь промывали в проточной, а затем в дистиллированной воде и проводили сушку.

Испытания на склонность к МКК проводили согласно ГОСТ 9.021–74 в растворе I, содержащем 3%-ный раствор хлористого натрия+1%-ный раствор соляной кислоты (30 г/л хлористого натрия+10 мл/л соляной кислоты с плотностью 1,19 г/см³) при температуре раствора 18–25°C и продолжительностью испытания 24 ч. Исследования по определению склонности к МКК проведены на образцах размером 20×20×10 мм, напечатанных в направлениях X и Z, в синтезированном, отожженном и закаленно-старенном состояниях. Схематическое изображение напечатанных образцов с указанием направления печати и плоскости сечения представлено на рис. 1.

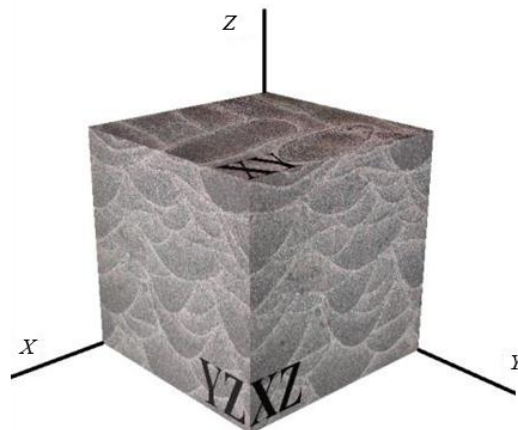


Рис. 1. Структура синтезированного сплава в зависимости от направления печати

Параллельно, в растворе I по ГОСТ 9.021–74 проведены испытания на МКК образцов в литом и термически обработанном состояниях (закалка и старение). После выдержки в указанном растворе изготовлены микрошлифы и проведены металлографические исследования при помощи микроскопа Olympus GX51, определен характер и зафиксирована максимальная глубина коррозионных поражений.

Испытания на стойкость к общей коррозии проводили путем полного погружения образцов шифра Н03-007, напечатанных в направлении Z, в 3%-ный раствор хлористого натрия по режиму: 10 мин в растворе, 50 мин на воздухе – в течение 30 сут на установке переменного погружения в соответствии с положениями ECSS-Q-70-37C [29]. После выдержки в растворе с образцов удалены продукты коррозии в соответствии с ГОСТ 9.913–90, рассчитана скорость коррозии и после проведения механических испытаний на разрыв на универсальной испытательной машине ZWICK Z050 TE рассчитан уровень деградации прочностных характеристик в сравнении с исходными значениями.

После механических испытаний, на сканирующем электронном микроскопе Phenom ProX и стереомикроскопе Olympus SZ61 исследованы изломы образцов в синтезированном и термически обработанном состояниях (закалка и искусственное старение).

Количество параллельно испытываемых образцов в указанных состояниях составило 3 шт. на каждый вид испытаний.

Результаты и обсуждение

Изображения микроструктуры исходных образцов в различных состояниях представлены на рис. 2. Видно, что структура литого сплава AlSi10Mg с добавками Cu, Zr, Ce представляет собой дендритное строение. В синтезированном состоянии (рис. 2, б и в), как и в работах [13, 14], микроструктура данного сплава имеет «трековую» структуру, которая после закалки и искусственного старения исчезает (рис. 2, г). С учетом результатов исследований в работах [13, 14] о наличии распределенных по границам ячеек мелкодисперсных частиц кремния, а также о возможном выпадении по границам такого более катодно-активного компонента, как медь, наиболее опасным видом коррозии для синтезированного сплава будет являться межкристаллитная коррозия. Поскольку проявление МКК сильно сказывается на механических характеристиках материала, необходимы данные об их изменении в результате воздействия коррозионной среды.

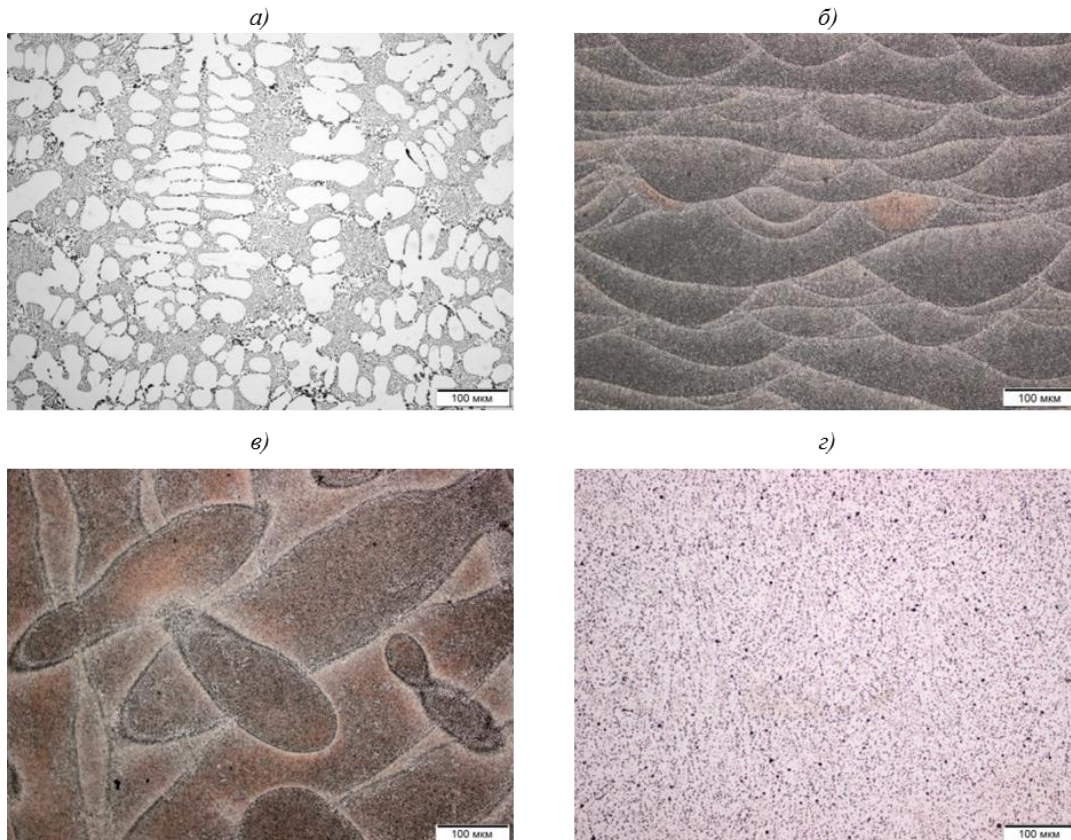


Рис. 2. Изображения микроструктуры ($\times 200$) образцов из сплава AlSi10Mg с добавками Cu, Zr, Ce до проведения коррозионных испытаний в литом (а) и синтезированном состоянии в сечениях XZ (б) и XY (в), а также после закалки и искусственного старения (г)

Результаты испытаний на склонность к МКК образцов алюминиевого сплава AlSi10Mg с добавками Cu, Zr, Ce в различных состояниях приведены в табл. 1 и 2.

На рис. 3 представлены изображения поверхности микрошлифов с коррозионными очагами, изготовленных из образцов сплава AlSi10Mg с добавками Cu, Zr, Ce в различных состояниях, после испытаний на МКК.

Таблица 1

**Результаты испытаний синтезированных образцов алюминиевого сплава
на межкристаллитную коррозию (МКК)**

Направление печати образца	Плоскость поверхности образца*	Термическая обработка (ТО)	Максимальная склонность к МКК, мм
Z	XZ	Без ТО	Отсутствует
		Закалка+старение	0,4
		Отжиг	0,4**
X	XY	Без ТО	0,2**
		Закалка+старение	0,32
		Отжиг	Более 1 мм**

* Указана плоскость поверхности образца, по которой проведен металлографический анализ при испытаниях на склонность к МКК.

** Коррозия носит питтинговый и тоннельный характер.

Таблица 2

**Результаты испытаний образцов в литом состоянии
на межкристаллитную коррозию (МКК)**

Термическая обработка (ТО)	Максимальная склонность к МКК, мм
Без ТО	0,45
Закалка и искусственное старение	0,37

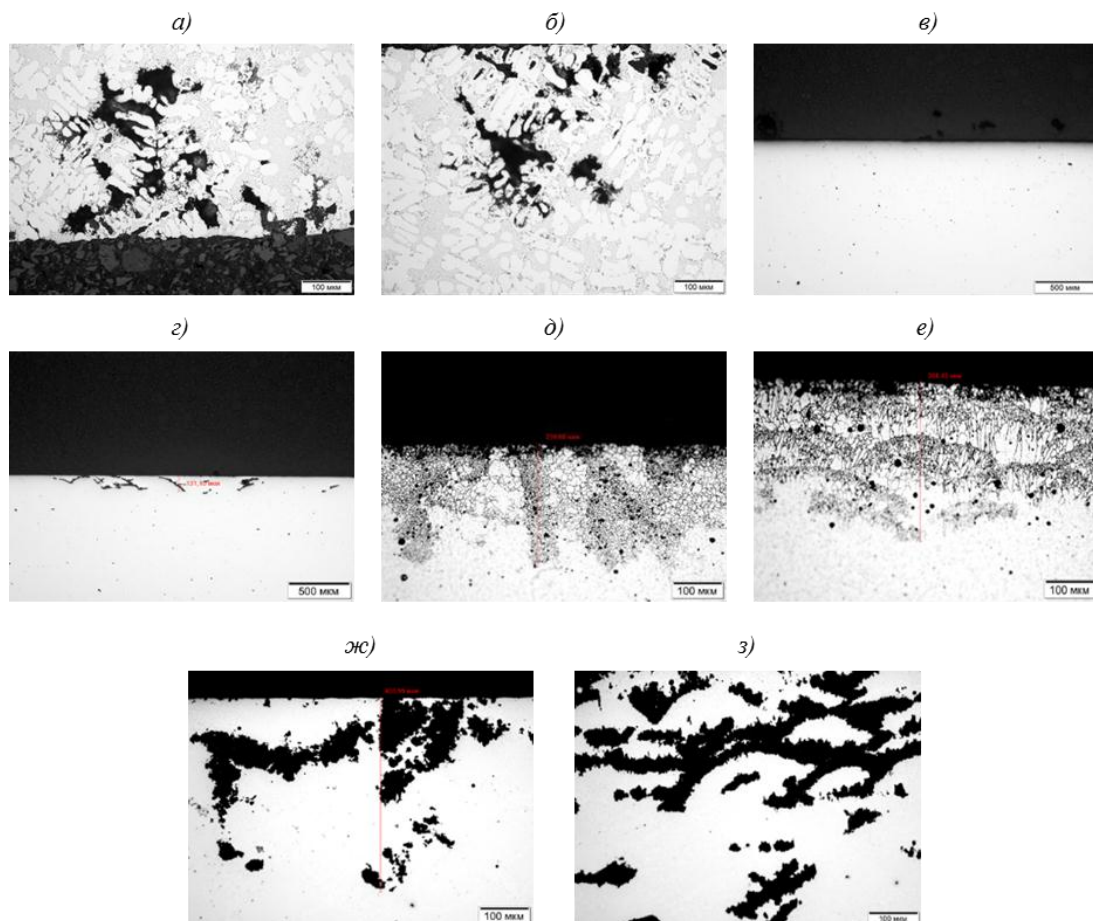


Рис. 3. Изображения поверхности микрошлифов ($\times 200$) после испытаний на склонность к межкристаллитной коррозии, изготовленных из образцов сплава $AlSi10Mg$ с добавками Cu , Zr , Se в литом состоянии без термообработки (*a*) и после закалки и старения (*б*), а также в синтезированном состоянии: в направлении печати *Z* (*в*) и *X* (*г*); после закалки и старения в направлении печати *Z* (*д*) и *X* (*е*); после отжига в направлении печати *Z* (*ж*) и *X* (*з*)

Анализ результатов испытаний образцов из сплава AlSi10Mg с добавками Cu, Zr, Ce на склонность к МКК показал, что сплав в синтезированном состоянии наиболее устойчив к МКК. На образцах после закалки и старения имеются коррозионные поражения межкристаллитного характера, причем максимальная глубина поражений практически не зависит от направления печати образцов. Кроме того, в процессе термообработки происходит также образование так называемых зон, свободных от выделений (ЗСВ), появление которых способствует тому, что коррозия наиболее интенсивно развивается вдоль границ раздела участков выпадения частиц кремния и интерметаллидов, приводя к высокой склонности к МКК.

После отжига на образцах отмечено появление коррозионных очагов тоннельного характера, интенсивное распространение коррозии происходит по границам треков, сформированных в процессе СЛС. В литом состоянии склонность исследуемого сплава к МКК достигает максимальных значений как в исходном состоянии, так и после старения, коррозионные очаги также носят тоннельный характер.



Рис. 4. Внешний вид синтезированных образцов из сплава AlSi10Mg с добавками Cu, Zr, Ce после 30 сут испытаний при переменном погружении в 3%-ный раствор NaCl:

a – без термической обработки; *б* – после закалки и старения

На рис. 4 представлен внешний вид образцов после испытаний при переменном погружении в 3%-ный раствор хлористого натрия в течение 30 сут, в табл. 3 приведены данные по потерям механических свойств и значения скорости коррозии.

Таблица 3

Потери механических свойств образцов из сплава AlSi10Mg с добавками Cu, Zr, Ce после 30 сут испытаний при переменном погружении в 3%-ный раствор NaCl

Термическая обработка (ТО)	Значения механических свойства						Потери механических свойств, %			Скорость протекания коррозии, г/(м ² ·сут)
	в исходном состоянии			после коррозионных испытаний			σ _в	σ _{0,2}	δ	
	σ _в	σ _{0,2}	δ, %	σ _в	σ _{0,2}	δ, %				
	МПа			МПа						
Без ТО	491	342	5,8	358	306	1,1	27,1	10,5	81,0	2,31
Закалка и старение	398	358	6,7	297	285,5	0,6	25,4	20,1	91,0	2,24

По результатам испытаний образцов при выдержке в коррозионно-активной среде наблюдается значительное снижение относительного удлинения на образцах после термической обработки – потери относительного удлинения достигают 90% от

исходных значений. Это, вероятно, связано с достаточно большой скоростью коррозии алюминиевого сплава с большой долей водородной деполяризации, в результате которой происходит наводороживание образца, что и приводит к значительной потере пластичных свойств сплава. Значения скорости коррозии на образцах в исходном состоянии и после термической обработки находятся в одном интервале значений и составляют в среднем $2,2 \text{ г}/(\text{м}^2 \cdot \text{сут})$. Достаточно высокие значения скорости коррозии позволяют предположить, что проявляется негативное влияние меди – наиболее коррозионно-активного легирующего компонента в алюминиевых сплавах.

На рис. 5 представлено изображение поверхности изломов образцов сплава AlSi10Mg с добавками Cu, Zr, Ce после выдержки в коррозионно-активной среде 3%-ного хлористого натрия при переменном погружении в течение 30 сут и последующего разрушения в результате механических испытаний на растяжение.

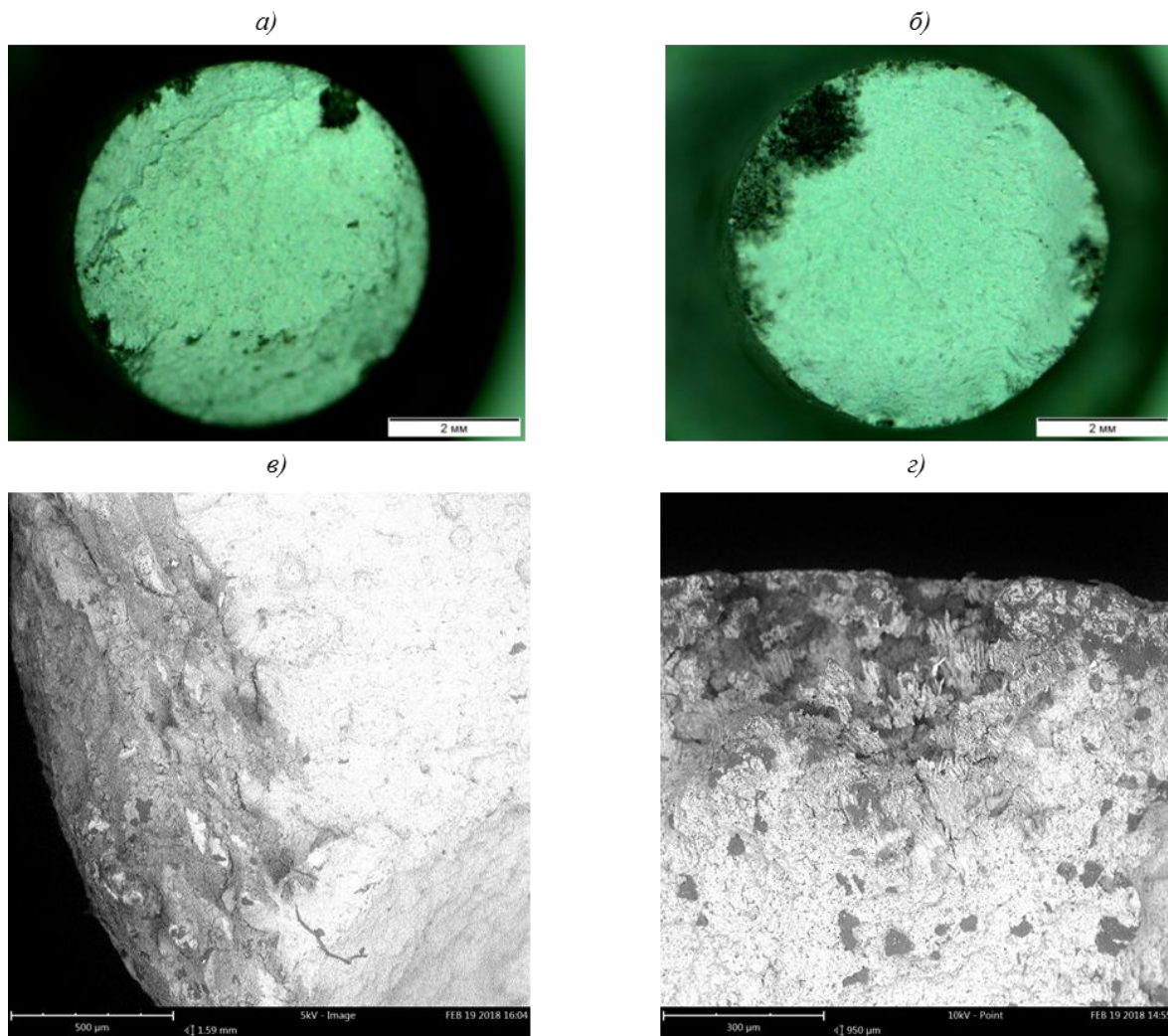


Рис. 5. Внешний вид поверхности (*а, б* – $\times 1,5$; *в, г* – СЭМ) изломов синтезированных образцов из сплава AlSi10Mg с добавками Cu, Zr, Ce после коррозионных испытаний с последующим механическим разрушением:

а, в – без термической обработки; *б, г* – после закалки и старения

На поверхности образцов сплава после термической обработки образуются достаточно глубокие коррозионные очаги, в отличие от образцов без термической обработки, где коррозионные очаги имеют более поверхностный характер. Однако потери прочности $\Delta\sigma_b$ для обоих состояний находятся на одном уровне.

По результатам исследования поверхности изломов установлено, что разрушение образцов произошло непосредственно по коррозионному очагу, однако рельеф излома и характер морфологии поверхности коррозионного очага на образцах в синтезированном состоянии и после закалки и старения носят различный характер. На образцах в исходном состоянии внутри очага имеются следы растратов по границам треков, а на образцах после термической обработки происходит развитие коррозионных очагов с активным растворением частиц кремния, расположенных по границам зерен.

Для сравнения воздействия коррозионных поражений на механические свойства сплава AlSi10Mg с добавками Cu, Zr, Ce в табл. 4 приведены данные по испытаниям согласно ГОСТ 9.913 для некоторых алюминиевых сплавов. Из сравнения данных, приведенных в табл. 3 и 4, видно, что при похожем значении коррозионных потерь во время испытаний, сплав AlSi10Mg с добавками Cu, Zr, Ce как в синтезированном состоянии, так и после термической обработки имеет большие потери механических свойств. С учетом достаточно больших скоростей коррозии, детали, выполненные СЛС из сплава AlSi10Mg с добавками Cu, Zr, Ce, необходимо обязательно применять с противокоррозионной защитой.

Таблица 4

**Потери механических свойств* различных алюминиевых сплавов
после испытаний согласно ГОСТ 9.913**

Сплав	Полуфабрикат	Коррозионные потери, г/м ²	Потери механических свойств, %		
			σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ
1933	Плита	130,5	9,75	8,7	37,1
B95п.ч.-Т1	Плита	30,6	0		10,1
B95п.ч.-Т2	Плита	27,9	0,7		6,25
1341	Труба $\varnothing 10 \times 1,0$ мм	18	2,2	2,4	40,4
B-1579M	Листы	142,2	4	10	0
1461	Листы	108	0,8	1,2	0,8
1963	Штамповки	57,6	14,3		54,1

* Данные взяты из паспортов соответствующих сплавов.

Заключения

Коррозионное поведение алюминиевого сплава AlSi10Mg системы Al-Si-Mg с добавками Cu, Zr, Ce непосредственно зависит от структуры материала, которая в свою очередь зависит от технологии изготовления и режимов термической обработки. В литом состоянии материал демонстрирует пониженную коррозионную стойкость вследствие формирования крупной дендритной структуры в процессе кристаллизации расплава. Развитие коррозионных процессов в сплаве, изготовленном методом СЛС, зависит от количества, размера и расположения частиц кремния, а также медьсодержащих интерметаллидов в структуре материала, которые способствуют пробое пассивной пленки и образованию питтингов.

Термообработка синтезированного сплава AlSi10Mg с добавками Cu, Zr, Ce способствует коалесценции выделившихся частиц и образованию ЗСВ, что увеличивает склонность сплава к МКК. Однако образцы, полученные СЛС, как в термообработанном, так и в синтезированном состоянии в процессе ускоренных испытаний при переменном погружении в 3%-ный раствор NaCl демонстрируют похожий и достаточно высокий (по сравнению с другими алюминиевыми сплавами) уровень потерь прочностных свойств.

С точки зрения коррозионной стойкости применение сплава AlSi10Mg с добавками Cu, Zr, Ce в готовых изделиях в перспективе возможно как в синтезированном,

так и в термически обработанном состоянии, но с обязательным применением методов противокоррозионной защиты. Однако требуется проведение дополнительных исследований по оценке его склонности к коррозионному растрескиванию под напряжением и более детальное изучение коррозионного поведения в различных коррозионно-активных средах в зависимости от таких параметров, как концентрация агрессивных компонентов, температура и влажность. Необходимо также проведение исследований по разработке методов противокоррозионной защиты образцов или деталей, полученных методом СЛС.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Аддитивные технологии – доминанта национальной технологической инициативы // Интеллект и технологии. 2015. №2 (11). С. 52–55.
2. 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.
3. 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.
4. 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.
5. Дынин Н.В., Иванова А.О., Хасиков Д.В., Оглодков М.С. Селективное лазерное сплавление алюминиевых сплавов (обзор) // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2017. №8. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.03.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-8-2-2.
6. 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.
7. 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.
8. Aboulkhai 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. Vol. 46a, August 2015–3337. DOI: 10.1007/s11661-015-2980-7.
9. Pei W., Zhengying W., Zhen C. The AlSi10Mg samples produced by selective laser melting: single track, densification, microstructure and mechanical behavior // Applied surface science. 2007. DOI: 10.1016/j.apsusc.2017.02.215.
10. 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.
11. 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. November 17, 2016. DOI: 10.1016/j.msea.2016.11.059.
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. 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 (43). С. 44–51. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-44-51.
14. 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 (45). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.03.2018). DOI: 10.18577.2307-6046-2016-0-9-2-2.
15. 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 (45). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.03.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-3-3.
 16. Иванова А.О., Заводов А.В., Дынин Н.В., Фомина М.А. Эффективность введения малых добавок переходных металлов в сплавы типа AlSi10Mg, предназначенные для получения изделий по технологии селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2017. №7 (55). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.03.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-7-1-1.
 17. 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 // Технологии легких сплавов. 2016. №3. С. 7–17.
 18. Синявский В.С., Вальков В.Д., Будов Г.М. Коррозия и защита алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1979. 224 с.
 19. Фомина М.А., Кутырев А.Е., Клочкова Ю.Ю., Сбитнева С.В. Исследование коррозионных характеристик высокопрочного сплава системы Al–Cu–Li в зависимости от различных режимов термической обработки // Авиационные материалы и технологии. 2016. №S2 (44). С. 39–48. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S2-39-48.
 20. Каримова С.А., Кутырев А.Е., Фомина М.А., Чесноков Д.В. Моделирование процесса воздействия агрессивных компонентов промышленной атмосферы на металлические материалы в камере солевого тумана // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 86–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-86-94.
 21. Cabrini M., Lorenzi S., Pastore T. et al. Corrosion behavior of aluminum-silicon alloys obtained by Direct Metal Laser Sintering // Proceedings of the European Corrosion Congress (EUROCORR 2017). 2017. P. 150–158.
 22. Revilla R., Liang J., Godet S., De Graeve I. Local Corrosion Behavior of Additive Manufactured AlSiMg Alloy Assessed by SEM and SKPFM // Journal of Electrochemical Society. 2017. Vol. 164. P. C27–C35.
 23. Cabrini M., Lorenzi S., Pastore T. et al. Effetto di trattamenti termici sul comportamento a corrosione di una lega AlSiMg ottenuta mediante Direct Metal Laser Sintering (DMLS) // Atti delle Giornate Nazionali sulla Corrosione e Protezione. XI ed. Ferrara, Italia, 2015 (CD-R).
 24. Feliu Jr.S., Maffiotte C., Samaniego A. et al. Effect of the chemistry and structure of the native oxide surface film on the corrosion properties of commercial AZ31 and AZ61 alloys // Applied Surface Science. Vol. 4. 2011. P. 257.
 25. Liu Y., Wang Z., Ke W. Study on influence of native oxide and corrosion products on atmospheric corrosion of pure Al // Corrosion. Science. 2014. Vol. 80. P. 169–178.
 26. Cabrini M., Lorenzi S., Pastore T. et al. Corrosion resistance of direct metal laser sintering Al-SiMg alloy // Surface and Interface Analysis. 2016. Vol. 48. P. 818.
 27. Cabrini M., Lorenzi S., Pastore T. et al. Evaluation of corrosion resistance of Al–10Si–Mg alloy obtained by means of Direct Metal Laser Sintering // Journal of Materials Processing Technology. 2016. Vol. 231. P. 326.
 28. Cabrini M., Lorenzi S., Pastore T. et al. Effect of heat-treatment on corrosion resistance of DMLS AlSi10Mg alloy // Electrochimica Acta. 2016. Vol. 206. P. 346.
 29. ECSS-Q-70-37C. European Cooperation for Space Standardization. Determination of the susceptibility of metals to stress-corrosion cracking. Requirements & Standards Division. Noordwijk, 2008. P. 31.