

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВА AlSi10Mg, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

А.К. Карavaев

artem.krv@gmail.com

Ю.А. Пучков

putchkovua@bmstu.ru

МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Российская Федерация

Аннотация

Исследованы структура и свойства образцов из нового отечественного порошка АСП-25 AlSi10Mg, способного заменить дорогостоящие европейские порошки этой же марки. Установлено, что размер частиц порошка АСП-25 AlSi10Mg варьируется в пределах от 7 до 50 мкм, средний размер частиц 23 мкм, стандартное отклонение 9,15, дисперсия 83,7. На частицах порошка наблюдаются более мелкие сателлитные частицы, отдельные конгломераты и частицы чистого алюминия. Показано, что на границе перехода между соседними треками выявлены зона столбчатых кристаллов, а также зона термического влияния, состоящая из трех слоев крупных, средних и мелких зерен, образовавшихся в результате различных условий охлаждения и отличающихся толщиной кремниевой сетки по границам. Поры критического размера (более 15 мкм) и пережоги в зоне термического влияния не выявлены. Увеличение микротвердости к краям образца и ее немонотонный характер изменения в поперечном сечении связаны с одновременным действием ряда факторов, создающих неоднородные температурное и силовое поля, вызывающие различия в условиях формирования структуры. Фрактографическое исследование изломов сплава AlSi10Mg показало, что характер разрушения изменяется по глубине образца. Центральная часть образца, испытывающая наибольшее тепловое воздействие, имеет выраженные признаки вязкого разрушения по магистральным трещинам, развивающимся вдоль границ слоев построения. Показано, что сплав AlSi10Mg по питтинговой и общей коррозии более стойкий, чем сплав АК9ч

Ключевые слова

Аддитивные технологии,
селективное лазерное сплавление,
алюминиевые сплавы,
AlSi10Mg

Поступила 10.03.2020

Принята 20.04.2020

© Автор(ы), 2020

Введение. В авиационной, космической, энергетической промышленности и в ряде других отраслей часто возникает проблема экономической нецелесообразности, сложности изготовления оснастки для мелкосерийного производства деталей сложной конфигурации и ограниченного времени для выполнения работы. Именно поэтому все чаще возникает интерес к аддитивным технологиям как к альтернативному способу производства металлических изделий. В качестве перспективного алюминиевого сплава для получения изделий методом селективного лазерного сплавления (СЛС) рассматривается сплав AlSi10Mg [1–10].

Алюминиевый литейный сплав AlSi10Mg предназначен для использования в высоконагруженных ответственных деталях со сложной конфигурацией или тонкими стенками. Достижимая точность размеров изделия составляет ± 100 мкм, наименьшая толщина стенки 0,3...0,4 мм, шероховатость поверхности $Rz = 30..40$ мкм. Сплав имеет высокие механические характеристики, что позволяет применять его в высоконагруженных деталях с высокой коррозионной стойкостью и малой плотностью (2,67 г/см³). Сплав хорошо поддается механической, электроэрозионной, дробеструйной обработке, полировке, имеет хорошую свариваемость [10]. Близость к эвтектической точке, хорошее сочетание механических и термических свойств (теплопроводность, удельная теплоемкость) делают сплав AlSi10Mg наиболее часто используемым в аддитивном производстве [11–14]. Сплав AlSi10Mg имеет следующий химический состав (% мас.): Al ост.; Si 9–11; Mg 0,2–0,45; Mn < 0,45; Fe < 0,55; Cu < 0,05; Zn < 0,1; Ti < 0,15.

Литейные сплавы системы Al–Si–Mg обычно подвергают термической обработке (ТО) Т6 — закалке и искусственному старению. Однако из-за того, что процесс СЛС характеризуется очень быстрыми скоростями охлаждения, синтезированные образцы имеют такую же структуру и механические свойства, что и традиционные литейные сплавы, подверженные ТО по режиму Т6. Поэтому, наряду с обработкой Т6, для сплава AlSi10Mg после СЛС рекомендуется применять отжиг для снятия остаточных напряжений, который также уменьшает анизотропию, неизбежную при аддитивном производстве материала. Установлено, что отжиг в течение 2 ч при 300 °С (Т2) позволяет достичь высоких показателей пластичности при удовлетворительной прочности [7].

Цель работы — исследование структуры и свойств образцов из нового отечественного порошка АСП-25 AlSi10Mg производства ОК «РУСАЛ», способного заменить дорогостоящие европейские порошки для аддитивного производства этой же марки.

Образцы изучаемого сплава получены на установке ConceptLaser X-Line 2000R по технологии СЛС из порошка АСП-25 AlSi10Mg, произведенного ОК «РУСАЛ» методом газовой атомизации. В целях повышения плотности изделия и уменьшения числа примесей водорода и других примесей перед СЛС порошок сушили при 200 °С.

Образцы синтезировали под углами 45, 90 и 180° к рабочей платформе. После печати образцы подвергали отжигу при 300 °С с выдержкой 2 ч.

Шлифы травили в реактиве Келлера (водный раствор 1,5 % HCl, 2,5 % HNO₃, 0,5 % HF) и исследовали на световом микроскопе. Для больших увеличений, а также для определения морфологии, химического состава порошка АСП-25 AlSi10Mg и при анализе изломов (образцы типа KCU) использовался растровый электронный микроскоп (РЭМ) с энергодисперсионным спектрометром (ЭДС) в режимах вторичных и отраженных электронов.

Микротвердость измеряли при нагрузках 10 и 50 г (HV 0,01 и HV 0,05).

Коррозионные исследования выполнялись на потенциостате IPC-Pro-MF. В качестве электрода сравнения использовался хлорсеребряный электрод, в качестве вспомогательного электрода — платиновый. Поляризационные диаграммы AlSi10Mg снимали с боковой и торцевой поверхностей образцов. Показатели коррозии рассчитаны методом поляризационного сопротивления [15].

Результаты исследования и их обсуждение. Методом энергодисперсионного микроанализа установлен элементный состав частиц порошка (табл. 1), методом сканирующей микроскопии показано, что размер частиц порошка АСП-25 AlSi10Mg варьируется в пределах от 7 до 50 мкм, а их средний размер составляет 23 мкм. На частицах порошка наблюдаются мелкие сателлитные частицы, встречаются отдельные конгломераты, присутствуют отдельные частицы чистого алюминия, а также небольшое число пор, образованных в процессе газовой атомизации порошка (рис. 1).

Таблица 1

**Результаты энергодисперсионного микроанализа
по элементному составу порошка (% мас.)**

Содержание соединений элементов	Элементный состав порошка		
	Al	Si	Mg
Максимальное	100	12,78	0,71
Минимальное	86,71	5,47	0,38
Среднее	91,977	9,0631	0,492
Стандартное отклонение	4,5238	2,4747	0,089
Дисперсия	20,465	6,1241	0,008

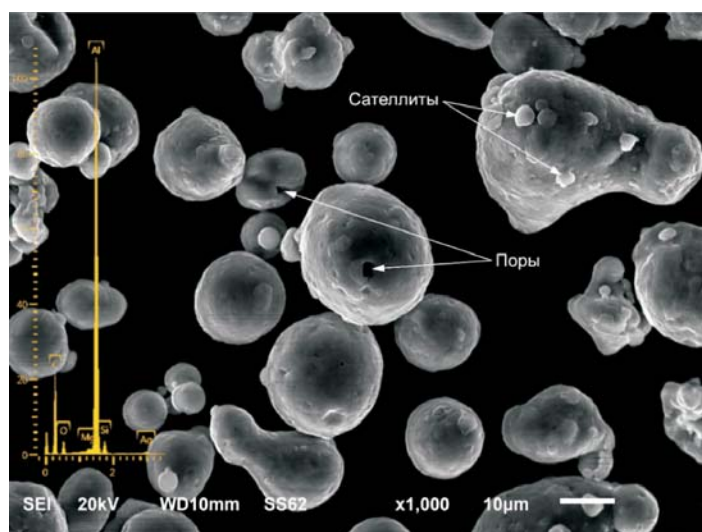


Рис. 1. Морфология порошка образцов из сплава AlSi10Mg ($\times 1000$)

Чтобы достичь максимальной плотности образцов и избежать образования периодической волновой структуры, при СЛС применяли методику кросс-штриховки (рис. 2, 3, а).

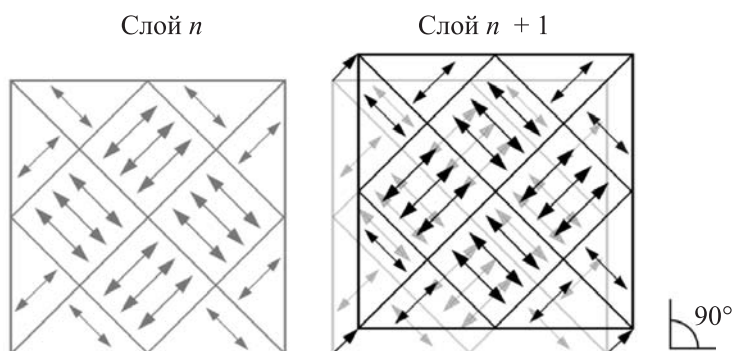


Рис. 2. Схема сканирования методом кросс-штриховки

На металлографическом шлифе видны сварочные ванны полукруглой формы, расположенные под 0 и 90° друг к другу (рис. 3, б, 4, а). Присутствуют стабильные (непрерывные треки) и нестабильные (разрывные треки и капли) зоны, наблюдаются поры неправильной формы (кристаллизационного происхождения) и сферические (газовые) поры (рис. 3, б). Травление в растворе Келлера не выявило границ зерен. Внутри трека дендриты столбчатые и вытянуты в направлении, обратном теплоотводу (рис. 4, а, б).

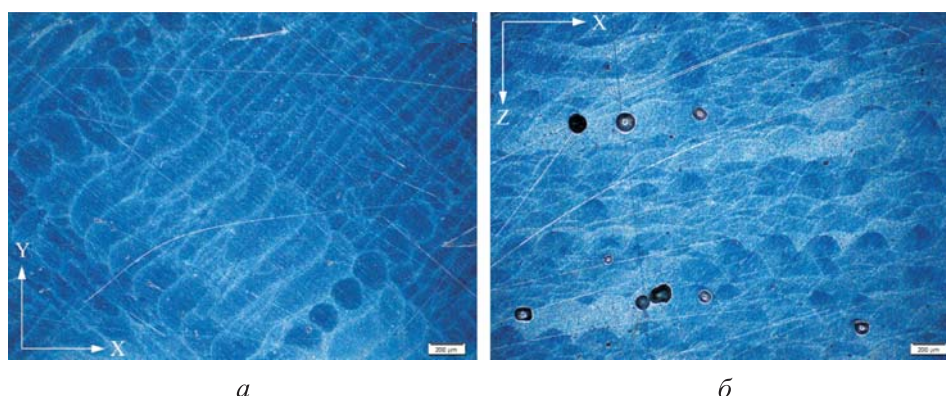


Рис. 3. Микроструктура образца из сплава AlSi10Mg, полученного методом СЛС:

a — горизонтальное сечение (*XY*, $\times 50$); *б* — вертикальное сечение (*Z*, $\times 50$)

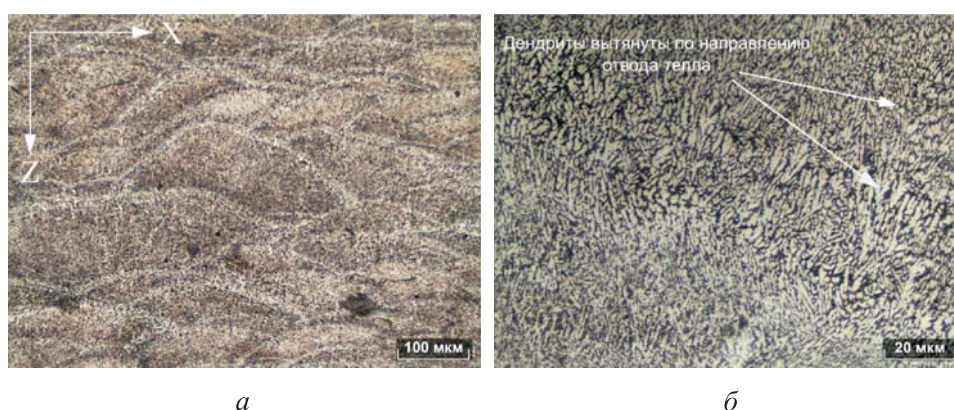


Рис. 4. Дендритная структура в поперечном (вертикальном) сечении образца из сплава AlSi10Mg, полученного методом СЛС:

a — $\times 200$, *б* — $\times 1000$ (*Z*)

На границе перехода (рис. 5) между соседними треками n и $(n + 1)$ выявлены зоны 1, 5 столбчатых дендритов, сформировавшиеся выше температуры солидуса, и зоны термического влияния (ЗТВ) 2–4. Между линиями ликвидуса и солидуса возникает жидкокристаллическая область, в которой крупных пор и пережогов не выявлено. При температурах ниже температуры солидуса в зоне ЗТВ 2–4 происходит образование сетки из кристаллов кремния различной дисперсности. В зоне 4 кремниевая сетка не успевает вырасти, так как она формируется в условиях низкой диффузионной подвижности кремния. Похожие результаты были получены в работах [1, 4–6, 8].

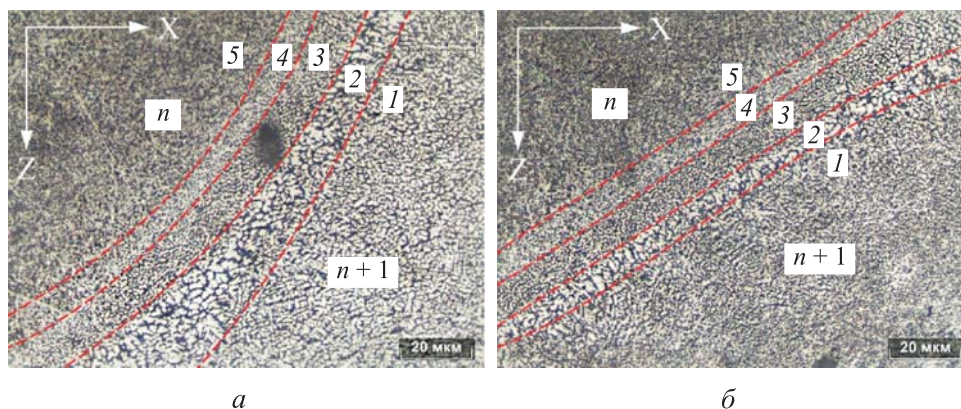


Рис. 5. Микроструктура образца из сплава AlSi10Mg вблизи границы соседних треков:
a — $\times 1000$, *б* — $\times 1000$ (*Z*)

Микроструктура образца из сплава AlSi10Mg представляет собой алюминиевый твердый раствор, окруженный тройной эвтектикой [Al + Si + Mg₂Si], что характерно для литейных алюминиевых сплавов. Сплав AlSi10Mg является доэвтектическим, и тройная эвтектика [Al + Si + Mg₂Si] в нем образуется между дендритами второго порядка фазы α -Al. На рис. 6 видна матрица из твердого раствора α -Al и эвтектическая сетка, вытянутая в треке в направлении, обратном теплоотводу. Кроме того, наблюдаются отдельные инородные частицы внутри α -Al. Этими частицами, предположительно, являются выделившиеся из быстро затверде-

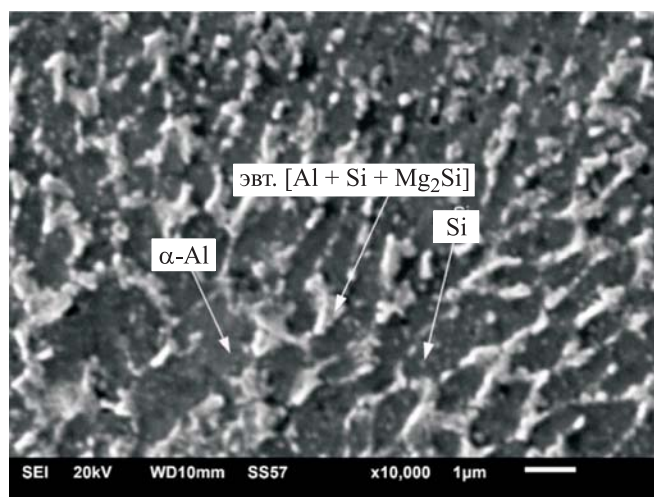


Рис. 6. Тройная эвтектика сплава AlSi10Mg, полученного методом СЛС
 ($\times 10\,000$, РЭМ)

вающего твердого раствора частицы Si. После отжига в течение 2 ч при 300 °С сетка Si в междендритном пространстве пропадает и на границах зерен образуются дисперсные частицы Si.

По содержанию легирующих элементов сплав AlSi10Mg находится в алюминиевом угле концентрационного треугольника системы Al–Si–Mg, ближе к двойной эвтектике [Al + Si], вследствие чего фаза Mg₂Si в тройной эвтектике практически отсутствует. Соединения Mg не удается обнаружить с помощью РЭМ из-за их малого процентного содержания в сплаве, однако энергодисперсионный микроанализ (рис. 7) показал, что мелкодисперсные включения, содержащие магний, предположительно β'-фазы, близкой по составу к Mg₂Si, располагаются как в эвтектике, так и внутри дендритов.

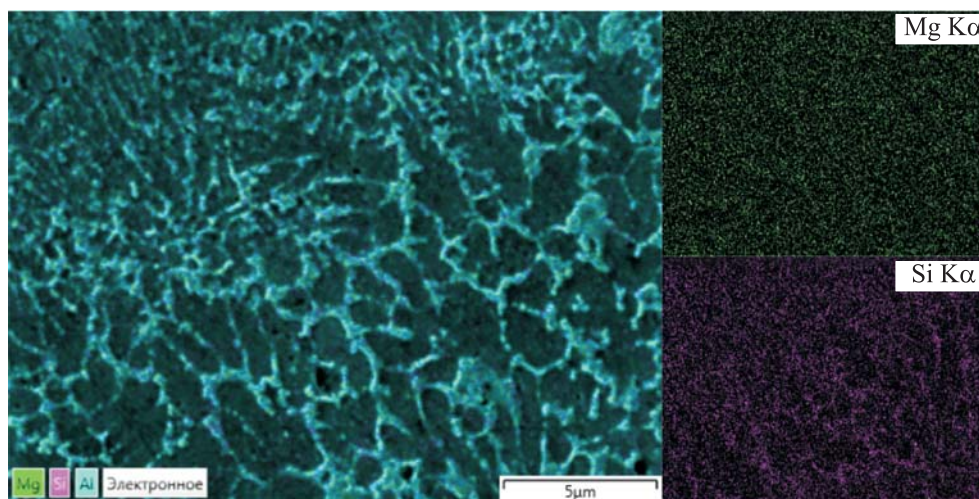


Рис. 7. Карта распределения химических элементов в сплаве AlSi10Mg, полученном методом СЛС (× 6000, РЭМ/ЭДС)

Микротвердость измеряли от границы трека по его глубине с шагом 30 мкм на всех плоскостях сканирования (HV 0,01), а также по всей ширине образца с шагом 100...150 мкм в плоскости сканирования Z (HV 0,05). Изменений микротвердости внутри трека не выявлено, среднее значение микротвердости составляет HV 109. В процессе селективного лазерного сплавления при увеличении толщины изделия градиент температур в его поверхностной зоне уменьшается. Более высокий градиент температур в нижних слоях приводит к увеличению дисперсности структуры, пересыщению твердого раствора кремнием и, вероятно, более высоким значениям остаточных напряжений.

Сложный характер изменения микротвердости на поверхности поперечного сечения образца (рис. 8) связан с отмеченными особенностями структуры, а также, возможно, с пластической деформацией и увеличением плотности дислокаций в отдельных зонах с образованием на них упрочняющих выделений.



Рис. 8. Изменение микротвердости в поперечном (Z) сечении образца из сплава AlSi10Mg, полученного методом СЛС

На фрактограммах изломов (рис. 9, *a*) видно ярко выраженное слоистое строение материала. Образец по характеру разрушения можно условно поделить на несколько частей: в центре видны фасетки вязкого разрушения (С-образные узоры), ближе к краю фасетки становятся более крупными, что указывает на меньшую работу разрушения. На краях излом ровный и фасетки полностью отсутствуют — это означает, что работа разрушения практически равна нулю, т. е. происходит хрупкое разрушение. Таким образом, характер разрушения изменяется по глубине образца. Центральная часть образца, испытывающая наибольшее тепловое воздействие, имеет выраженные признаки вязкого разрушения (хрупкость увеличивается к краю). Разрушение происходит по магистральной трещине, развивающейся вдоль границ слоев построения (рис. 9, *б, в*).

Выполнено сравнение коррозионного поведения образцов из сплава AlSi10Mg (СЛС) и аналогичного традиционного литейного сплава АК9ч (литье в землю). Алюминиевый сплав АК9ч относится к конструкционным сплавам с высокими литейными свойствами и удовлетворительной коррозионной стойкостью. Химический состав сплава АК9ч (% мас.) следующий: Al ост.; Si 8,0–10,5; Mg 0,17–0,3; Mn 0,2–0,5; Fe < 1; Cu < 0,1; Pb < 0,05; Be < 0,1; Zn < 0,2; Sn < 0,01.

Сплав подвергался ТО по режиму Т6 — закалка 535 °С (охлаждение в воде + старение 175 °С, 12 ч, охлаждение на воздухе).

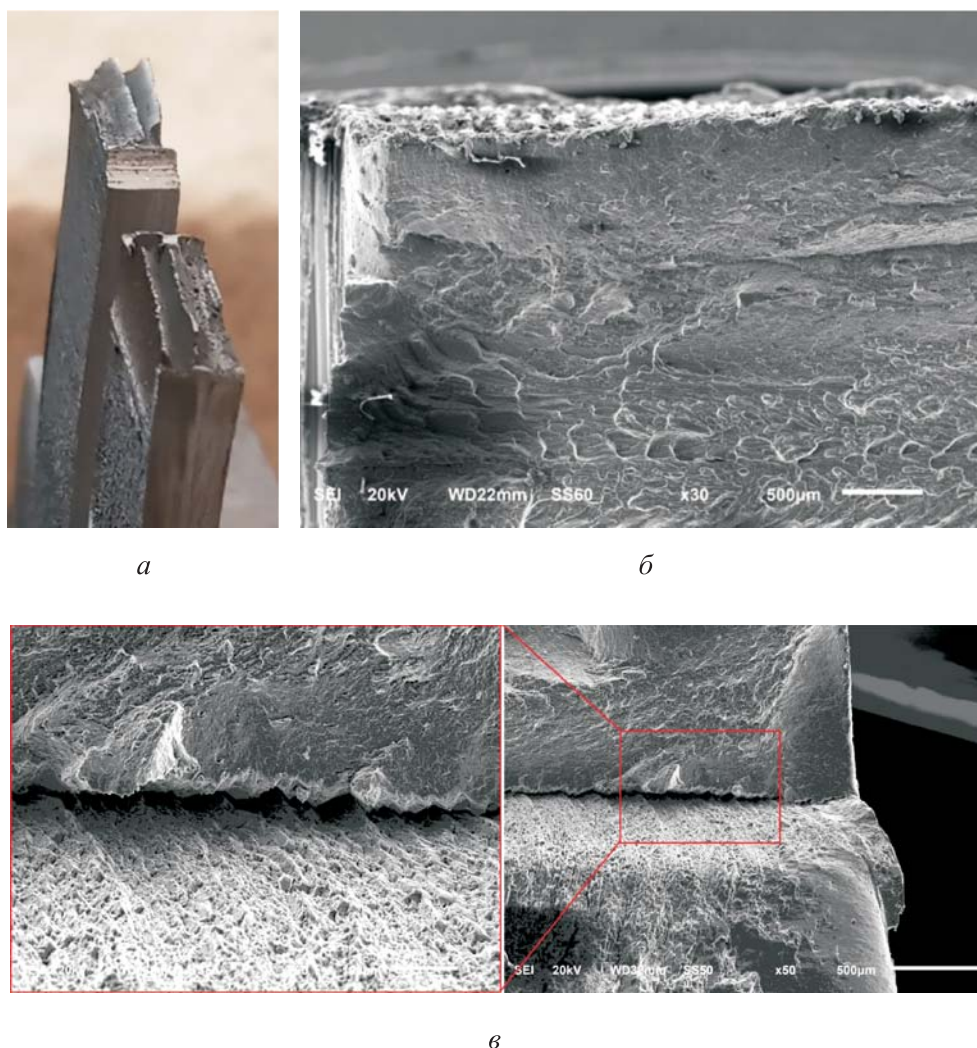


Рис. 9. Фрактограммы изломов образцов из сплава AlSi10Mg, полученного СЛС:
а — общий вид излома; *б, в* — магистральная трещина между слоями построения

Влияние продолжительности выдержки на электродные потенциалы E сплавов AlSi10Mg и АК9ч показано на рис. 10.

Значения электродного потенциала на торцевой поверхности образцов из сплавов AlSi10Mg и АК9ч остаются практически постоянными на протяжении всего времени испытаний на уровне соответственно -510 и -450 мВ. Небольшое различие в потенциалах коррозии этих сплавов, вероятно, связано с неодинаковым содержанием в образцах этих сплавов магния и меди. Потенциал на боковой поверхности образца монотонно увеличивался и спустя 1000 с практически сравнялся с потенциалом

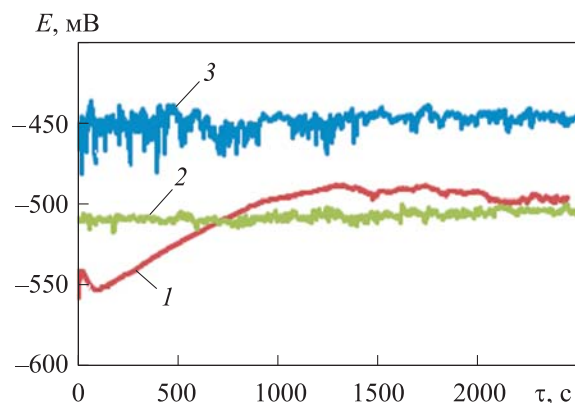


Рис. 10. Зависимость электродного потенциала образцов из сплавов AlSi10Mg и АК9ч от продолжительности выдержки: 1, 2 — боковая и торцевая поверхности образца из сплава AlSi10Mg; 3 — образец из сплава АК9ч

на торцевой поверхности. Более плавное изменение потенциала образцов из сплава AlSi10Mg свидетельствует о его лучшей сопротивляемости питтинговой коррозии.

На рис. 11 приведены поляризационные диаграммы сплавов AlSi10Mg и АК9ч. Более плавное изменение потенциала на боковой поверхности образцов из сплава AlSi10Mg при анодной поляризации свидетельствует о его более высокой стойкости к питтинговой коррозии. Резуль-

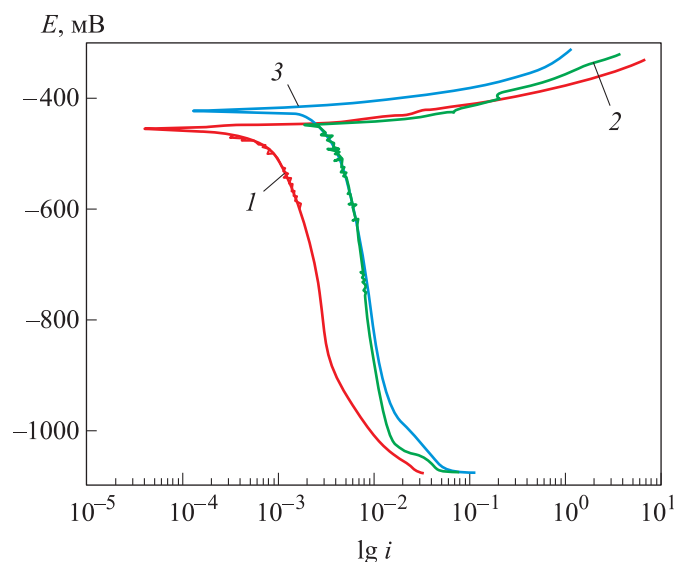


Рис. 11. Поляризационные диаграммы сплавов AlSi10Mg и АК9ч (1–3 — обозначения см. рис. 10)

таты обработки поляризационных диаграмм (табл. 2) свидетельствуют также и о более высокой стойкости боковой поверхности образцов из сплава AlSi10Mg к общей коррозии.

Таблица 2

Показатели коррозии образцов из сплавов AlSi10Mg и АК9ч

Показатели коррозии	AlSi10Mg (СЛС)		АК9ч (литье)
	Боковая поверхность образца	Торцевая поверхность образца	
Потенциал коррозии $E_{кор}$, мВ	-490	-510	-450
Плотность коррозионного тока i , мкА/см ²	0,55	2,89	2,72
Линейный показатель коррозии K_L , мкм/год	5,86	30,82	28,9
Массовый показатель коррозии K_m , г/(сут · м ²)	0,043	0,227	0,214
Оценка коррозионной стойкости	Весьма стойкий, балл 3	Стойкий, балл 4	

Методом поляризационного сопротивления рассчитаны показатели коррозии для образцов из сплавов AlSi10Mg и АК9ч (см. табл. 2).

Выводы. Размер частиц порошка АСП-25 AlSi10Mg варьируется в пределах от 7 до 50 мкм, средний размер частиц 23 мкм, стандартное отклонение 9,15, дисперсия 83,7. На частицах порошка наблюдаются более мелкие сателлитные частицы, встречаются отдельные конгломераты, присутствуют отдельные частицы чистого алюминия.

На границе перехода между соседними треками выявлены зона столбчатых кристаллов и ЗТВ, состоящая из трех слоев крупных, средних и мелких зерен, образовавшихся в результате различных условий охлаждения и отличающихся толщиной кремниевой сетки по границам. Поры критического размера (> 15 мкм) и пережоги в ЗТВ не выявлены.

Изменение микротвердости в высотном направлении имеет сложный немонотонный характер, среднее значение микротвердости составляет HV 109. Микротвердость возрастает к краям образца.

Фрактографическое исследование изломов образцов из сплава AlSi10Mg показало, что характер разрушения изменяется по глубине. Центральная часть образца, испытывающая наибольшее тепловое воздействие, имеет выраженные признаки вязкого разрушения.

Показано, что сплав AlSi10Mg лучше сплава АК9ч по стойкости к питтинговой коррозии и на один балл по стойкости к общей коррозии.

ЛИТЕРАТУРА

- [1] Aboulkhair N.T., Everitt N.M., Ashcroft I., et al. Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting. *Addit. Manuf.*, 2014, vol. 1-4, pp. 77–86.
DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2014.08.001>
- [2] Cabrini M., Calignano F., Fino P., et al. Corrosion behavior of heat-treated AlSi10Mg manufactured by laser powder bed fusion. *Materials*, 2018, vol. 11, no. 7, art. 1051.
DOI: <https://doi.org/10.3390/ma11071051>
- [3] Leon A., Shirizly A., Aghion E. Corrosion behavior of AlSi10Mg alloy produced by additive manufacturing (AM) vs. its counterpart gravity cast alloy. *Metals*, 2016, vol. 6, no. 7, art. 148. DOI: <https://doi.org/10.3390/met6070148>
- [4] Mauduit A., Pillot S., Frascati F. Application study of AlSi10Mg alloy by selective laser melting: physical and mechanical properties, microstructure, heat treatments and manufacturing of aluminium metallic matrix composite (MMC). *Metall. Res. Technol.*, 2015, vol. 112, no. 6, art. 605. DOI: <https://doi.org/10.1051/metal/2015039>
- [5] Ming Tang. Inclusions, porosity, and fatigue of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting. *Ph. D. Thesis*. 18 April 2017, CMU. Pittsburgh, PA, USA, 2017.
- [6] Thijs L., Kempen K., Kruth J.P., et al. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. *Acta Mater.*, 2013, vol. 61, no. 5, pp. 1809–1819.
DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.11.052>
- [7] Thijs L., Kempen K., Kruth J.-P., et al. Mechanical properties of AlSi10Mg produced by selective laser melting. *Phys. Procedia*, 2012, vol. 39, pp. 439–446.
DOI: <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2012.10.059>
- [8] Trevisan F., Calignano F., Lorusso M., et al. On the selective laser melting (SLM) of the AlSi10Mg alloy: process, microstructure and mechanical properties. *Materials*, 2017, vol. 10, no. 1, art. 76. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma10010076>
- [9] Verkens D. Study of the anodizing behavior of additive manufactured AlSi10Mg aluminium alloy. Master thesis. Brussel, ULB, 2017.
- [10] EOS aluminium AlSi10Mg. Eos.info: веб-сайт.
URL: <http://www.eos.info/en/additive-manufacturing/3d-printing-metal/dmls-metal-materials/aluminium-al> (дата обращения: 15.02.2020).
- [11] Зленко М.А., Нагайцев М.В., Довбыш В.М. Аддитивные технологии в машиностроении. М., НАМИ, 2015.
- [12] Зленко М.А., Попович А.А., Мутьлина И.Н. Аддитивные технологии в машиностроении. СПб., СПбГУ, 2013.
- [13] Рябов Д.К., Зайцев Д.В., Дынин Н.В. и др. Изменение структуры сплава АК9ч, полученного селективным лазерным спеканием в процессе термической обработки. *Труды ВИАМ*, 2016, № 9, с. 20–29.
DOI: <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2016-0-9-3-3>

[14] Смуров И.Ю., Мовчан И.А., Ядройцев И.А. и др. Экспериментальное аддитивное прямое производство с помощью лазера. *Вестник МГТУ Станкин*, 2012, № 2, с. 48–50.

[15] Пучков Ю.А., Бабич С.Г., Фоменко Г.С. и др. Система компьютеризированных методов исследования электрохимической коррозии. *МиТОМ*, 1996, № 5, с. 37–39.

Караваяев Артем Кириллович — магистр кафедры «Материаловедение» МГТУ им. Н.Э. Баумана (Российская Федерация, 105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1).

Пучков Юрий Александрович — канд. техн. наук, доцент кафедры «Материаловедение» МГТУ им. Н.Э. Баумана (Российская Федерация, 105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1).

Просьба ссылаться на эту статью следующим образом:

Караваяев А.К., Пучков Ю.А. Исследование структуры и свойств сплава AlSi10Mg, полученного методом селективного лазерного сплавления. *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение*, 2020, № 5, с. 71–85.

DOI: <https://doi.org/10.18698/0236-3941-2020-5-71-85>

**INVESTIGATING THE STRUCTURE AND PROPERTIES
OF THE AlSi10Mg ALLOY MANUFACTURED BY MEANS
OF SELECTIVE LASER MELTING**

A.K. Karavaev

artem.krv@gmail.com

Yu.A. Puchkov

putchkovua@bmstu.ru

Bauman Moscow State Technical University, Moscow, Russian Federation

Abstract

The paper investigates the structure and properties of samples made of ASP-25 AlSi10Mg, a Russian powder designed to replace expensive additive manufacturing powders of European origin featuring the same chemical composition. We detected that the particle size in the ASP-25 AlSi10Mg powder varies in the range of 7 to 50 μm , the average particle size being 23 μm for the standard deviation of 9.15 and dispersion of 83.7. On the surface of powder particles, we observed smaller satellite particles, individual aggregates, and particles of pure aluminium. We detected the following at the transition boundary between adjacent tracks: a columnar crystal zone and a heat-affected zone consisting of three layers of large, medium and small grains generated as a result of

Keywords

*Additive manufacturing,
selective laser melting,
aluminium alloys, AlSi10Mg*

varied cooling conditions. These grains display different silicon lattice thicknesses along their boundaries. We detected no critical size pores (over 15 μm) or burning in the heat-affected zone. The fact that microhardness increases towards the sample edges and is non-monotonic over the transverse section is due to a range of factors acting simultaneously to create non-uniform temperature and force fields that cause differences in conditions of structure formation. Fractography studies of fractures in the AlSi10Mg alloy showed that the nature of failure varies along the sample depth. The central part of the sample, which is subjected to the highest thermal effects, shows clear signs of viscous failure along the main cracks developing along the boundaries of construction layers. We showed that the AlSi10Mg alloy is more resistant to pitting corrosion and general corrosion than the AK9ch (AK9ч) alloy

Received 13.02.2020

Accepted 28.02.2020

© Author(s), 2020

REFERENCES

- [1] Aboulkhair N.T., Everitt N.M., Ashcroft I., et al. Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting. *Addit. Manuf.*, 2014, vol. 1-4, pp. 77–86. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2014.08.001>
- [2] Cabrini M., Calignano F., Fino P., et al. Corrosion behavior of heat-treated AlSi10Mg manufactured by laser powder bed fusion. *Materials*, 2018, vol. 11, no. 7, art. 1051. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma11071051>
- [3] Leon A., Shirizly A., Aghion E. Corrosion behavior of AlSi10Mg alloy produced by additive manufacturing (AM) vs. its counterpart gravity cast alloy. *Metals*, 2016, vol. 6, no. 7, art. 148. DOI: <https://doi.org/10.3390/met6070148>
- [4] Mauduit A., Pillot S., Frascati F. Application study of AlSi10Mg alloy by selective laser melting: physical and mechanical properties, microstructure, heat treatments and manufacturing of aluminium metallic matrix composite (MMC). *Metall. Res. Technol.*, 2015, vol. 112, no. 6, art. 605. DOI: <https://doi.org/10.1051/metal/2015039>
- [5] Ming Tang. Inclusions, porosity, and fatigue of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting. *Ph. D. Thesis*. 18 April 2017, CMU. Pittsburgh, PA, USA, 2017.
- [6] Thijs L., Kempen K., Kruth J.-P., et al. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. *Acta Mater.*, 2013, vol. 61, no. 5, pp. 1809–1819. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.11.052>
- [7] Thijs L., Kempen K., Kruth J.P., et al. Mechanical properties of AlSi10Mg produced by selective laser melting. *Phys. Procedia*, 2012, vol. 39, pp. 439–446. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2012.10.059>

- [8] Trevisan F., Calignano F., Lorusso M., et al. On the selective laser melting (SLM) of the AlSi10Mg alloy: process, microstructure and mechanical properties. *Materials*, 2017, vol. 10, no. 1, art. 76. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma10010076>
- [9] Verkens D. Study of the anodizing behavior of additive manufactured AlSi10Mg aluminium alloy. Master thesis. Brussel, ULB, 2017.
- [10] EOS aluminium AlSi10Mg. *eos.info: website*. Available at: <https://www.eos.info/en/additive-manufacturing/3d-printing-metal/dmls-metal-materials/aluminium-al> (accessed: 15.02.2020).
- [11] Zlenko M.A., Nagaytsev M.V., Dovbysh V.M. Additivnye tekhnologii v mashinostroenii [Additive technologies in machine building]. Moscow, NAMI Publ., 2015.
- [12] Zlenko M.A., Popovich A.A., Mutylina I.N. Additivnye tekhnologii v mashinostroenii [Additive technologies in machine building]. St. Petersburg, SPbGU Publ., 2013.
- [13] Ryabov D.K., Zaytsev D.V., Dynin N.V., et al. Alternation of mechanical features of alloy AK9ch manufactured by selective laser melting. *Trudy VIAM* [Proceedings of VIAM], 2016, no. 9, pp. 20–29 (in Russ.). DOI: <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2016-0-9-3-3>
- [14] Smurov I.Yu., Movchan I.A., Yadroytsev I.A., et al. Experimental additive straight manufacturing by lazer. *Vestnik MGTU Stankin* [Vestnik MSTU STANKIN], 2012, no. 2, pp. 48–50 (in Russ.).
- [15] Puchkov Yu.A., Babich S.G., Fomenko G.S., et al. Computerized methods system for electrochemical corrosion investigation. *MiTOM*, 1996, no. 5, pp. 37–39 (in Russ.).

Karavaev A.K. — Master, Department of Materials Engineering, Bauman Moscow State Technical University (2-ya Baumanskaya ul. 5, str. 1, Moscow, 105005 Russian Federation).

Puchkov Yu.A. — Cand. Sc. (Eng.), Assoc. Professor, Department of Materials Engineering, Bauman Moscow State Technical University (2-ya Baumanskaya ul. 5, str. 1, Moscow, 105005 Russian Federation).

Please cite this article in English as:

Karavaev A.K., Puchkov Yu.A. Investigating the structure and properties of the AlSi10Mg alloy manufactured by means of selective laser melting. *Herald of the Bauman Moscow State Technical University, Series Mechanical Engineering*, 2020, no. 5, pp. 71–85 (in Russ.). DOI: <https://doi.org/10.18698/0236-3941-2020-5-71-85>