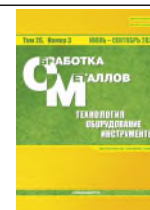




Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Влияние технологических параметров на микроструктуру и свойства сплава AlSiMg, полученного методом селективного лазерного плавления

Наталья Сапрыкина^{1, а, *}, Александр Сапрыкин^{1, б}, Юрий Шаркеев^{2, с}, Егор Ибрагимов^{1, д}

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

² Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634055, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0002-6391-6345>, saprikina@tpu.ru; ^б <https://orcid.org/0000-0002-6518-1792>, sapraa@tpu.ru;

^с <https://orcid.org/0000-0001-5037-245X>, sharkeev@ispms.tsc.ru; ^д <https://orcid.org/0000-0002-5499-3891>, egor83rus@tpu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.78

История статьи:

Поступила: 05 июня 2024

Рецензирование: 17 июня 2024

Принята к печати: 28 июня 2024

Доступно онлайн: 15 сентября 2024

Ключевые слова:

Селективное лазерное плавление

Металлический порошок

Пористость

Стратегия сканирования

Режимы селективного лазерного плавления

Микротвердость

Энерговклад

Сплав системы алюминий-кремний-магний

Финансирование

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-01491, <https://rscf.ru/project/22-29-01491/>

Благодарности

Авторы выражают благодарность к.т.н. М.А. Химич, к.т.н. В.В. Чебодаевой, И.А. Глухову за помощь в проведении исследований. В работе применялось оборудование ЦКП НМНТ ТПУ.

Для цитирования: Влияние технологических параметров на микроструктуру и свойства сплава AlSiMg, полученного методом селективного лазерного плавления / Сапрыкина Н.А., Сапрыкин А.А., Шаркеев Ю.П., Ибрагимов Е.А. // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 3. – С. 192–207. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-192-207.

*Адрес для переписки

Сапрыкина Наталья Анатольевна, к.т.н., доцент
 Национальный исследовательский
 Томский политехнический университет,
 пр. Ленина, 30,
 634050, г. Томск, Россия
 Тел.: +7 923 49-72-483, e-mail: saprikina@tpu.ru

АННОТАЦИЯ

Введение. Развитие аддитивных технологий направлено на синтез новых порошковых композиций для установок селективного лазерного плавления и исследование влияния параметров режима на стабильное качество изделий. **Целью данной работы** является изучение влияния стратегии сканирования на микроструктуру, элементный состав, пористость и плотность образцов, полученных методом селективного лазерного плавления из порошков несферической формы (Al 91 масс. %, Si 8 масс. %, Mg 1 масс. %), подвергнутых специальной подготовке для определения оптимальных условий селективного лазерного плавления. **Методами исследования** являются рентгеноструктурный и рентгенофазовый анализ, а также просвечивающая электронная микроскопия. **В работе исследованы** образцы, сформированные на четырех разных стратегиях сканирования. **Результаты и обсуждения.** Разработан перспективный алюминиевый сплав AlSi8Mg для селективного лазерного плавления. Материал имеет хорошую технологичность и низкую стоимость порошка. Технологические параметры плавления позволяют сформировать тонкую структуру с низким уровнем пористости. Исследован механизм влияния стратегии сканирования на пористость, морфологию поверхности, относительную плотность и микроструктуру. Образец из порошковой композиции AlSi8Mg с высокой относительной плотностью 99,97 % был изготовлен методом селективного лазерного плавления с плотностью энергии 200 Дж/мм³ со стратегией сканирования образца, когда направление движения лазера меняется на угол 90° каждый нечетный слой. Доказано, что плотность сплава AlSi8Mg зависит от применяемой стратегии сканирования. Расчетная плотность образца составила 2,5 г/см³, что соответствует плотности силумина. Анализ РЭМ-изображений и карт распределения элементов (Al, Mg, Si) образцов показал, что разные стратегии получения образцов не влияют на характер распределения кремния. В готовом сплаве AlSi8Mg наблюдается уникальная зеренная структура. Ванна расплава состоит из мелких зерен на границе и крупных зерен в центре. Образование мелких зерен объясняется добавлением Si и высокой скоростью охлаждения во время селективного лазерного плавления.

Введение

Селективное лазерное плавление (СЛП) является технологией аддитивного производства (АП), при которой для послойного создания изделий происходит плавление металлического

порошка лучом лазера по заданной траектории. В сравнении с традиционными технологиями производства СЛП имеет ряд преимуществ, таких как быстрое создание прототипов, изготовление деталей сложной формы и сокращение времени выполнения заказа. Развитие технологии направлено на синтез новых порошковых композиций для установок СЛП, исследование влияния параметров режима на стабильное качество изделий, повторяемость и воспроизводимость на разных установках [1].

Порошок алюминия и сплавов на его основе является одним из распространенных материалов в автомобильной, аэрокосмической и авиационной промышленности, так как имеет превосходное соотношение прочности и массы, хорошую тепло- и электропроводность, обладает коррозионной стойкостью. В последнее время порошок на основе алюминия также является объектом исследований для применения в установках селективного лазерного плавления [2]. Эта технология позволяет не только сократить цикл проектирования и производства, но и получить сплав с уникальной структурой в процессе быстрого расплавления и охлаждения металлического порошка [3].

В настоящее время известно о большом количестве исследований по получению изделий из порошков на основе алюминия методом СЛП [4–6] и даны рекомендации по улучшению качества получаемых изделий. Так, при определении условий СЛП учитываются физические свойства алюминия: высокий коэффициент теплового расширения, высокая усадка при затвердевании, низкий уровень поглощения энергии лазера, формирование прочной оксидной пленки, высокая теплопроводность и относительно широкий диапазон температур затвердевания [7–9]. В процессе селективного лазерного плавления порошков на основе алюминия возникали дефекты поверхности и внутренней структуры, такие как пористость, искажение слоев, растрескивание, низкая точность размеров и шероховатость поверхности [10]. Зачастую эти дефекты связаны с развитием неравномерных температурных градиентов по сплавляемой поверхности, с загрязнением порошков оксидами, а также с неоднородностью поверхностного натяжения, которое препятствует сцеплению расплава с подложкой и межслойному соединению [11]. Все исследо-

вания проведены на образцах, полученных из специальных порошков сферической формы необходимых сплавов, имеющих высокую стоимость. Относительная плотность образцов из порошков сферической формы имеет значение более 99,5 %, она получена за счет оптимизации параметров лазерного сканирования из сплавов AlSi10Mg [12, 13], Al-12Si [14] и AlSi7Mg [15]. Кроме того, эти образцы показали превосходные механические свойства сформированной мелкой ячеистой дендритной микроструктуры, вызванной особенностью процесса СЛП [16]. Несмотря на достижения в области аддитивных технологий, только из ограниченного количества алюминиевых сплавов можно изготовить изделие высокого качества методом СЛП [17]. Полностью плотные и не имеющие трещин образцы из порошков на основе алюминия могут быть получены с использованием СЛП в узком диапазоне режима [18, 19], который подбирается экспериментально для каждого материала. Исследования образцов из порошков несферической формы учеными не описаны.

Условия СЛП включают в себя более 120 параметров, в той или иной мере влияющих на качество изделия. Помимо режима селективного лазерного плавления стратегия сканирования также является одним из параметров обработки, влияющим на формирование микроструктуры и свойства получаемых деталей. Контролируя направление теплового потока между слоями за счет стратегии сканирования лучом лазера, можно формировать различные зеренные структуры и изменять направление роста межслойных зерен [20]. Высокие энергозатраты и неравномерное распределение температуры приводят к огромным температурным градиентам, большим термическим напряжениям и деформации. Термические градиенты температуры, направление теплового потока и скорость охлаждения оказывают очень важное влияние на плотность дислокаций, размер зерна и текстуру изготавливаемых деталей.

Целью данной работы является изучение влияния стратегии сканирования на микроструктуру, элементный состав, пористость и плотность образцов, полученных методом селективного лазерного плавления из порошков несферической формы (Al – 91 масс. %, Si – 8 масс. %, Mg – 1 масс. %), которые были подвергнуты специаль-

ной подготовке, описанной в ранее опубликованных статьях [21], для определения оптимальных условий СЛМ.

Поставленная цель требует решения следующих *задач*:

- получение образцов методом селективного лазерного плавления с разной стратегией сканирования из подготовленной порошковой композиции [21];
- выявление оптимальной стратегии сканирования, которая позволяет получить образец с наименьшей пористостью без изменения других параметров плавления;
- определение плотности образцов, исследование структурно-фазового состава образца методом просвечивающей микроскопии.

Методика исследований

Исследования проведены на 3D-принтере ВАРИСКАФ-100МВС, изготовленном в Юргинском технологическом институте Томского политехнического университета. Установка оборудована иттербиевым волоконным лазером мощностью 100 Вт с длиной волны 1070 нм. Процесс формирования и исследование порошковой композиции AlSiMg из однокомпонентных порошков алюминия, кремния и магния были описаны ранее [21]. Для анализа влияния стратегии сканирования на микроструктуру, элементный состав, пористость и плотность образцов режимы были определены поисковыми экспериментами и описаны в статье [22]. Образцы размером 10×10×3 мм получены на следующих параметрах режима: скорость сканирования $V = 225$ мм/с, шаг сканирования $S = 0,08$ мм, мощность лазера $P = 90$ Вт, толщина слоя порошка $h = 0,025$ мм. Температура рабочего стола в начале цикла СЛП составляла +25 °С, плавление порошка происходило в защитной среде аргона. Плотность энергии, равная 200 Дж/мм³, обеспечивает достаточное количество тепла для расплавления порошка и способствует переплавке части предыдущего слоя и дорожки расплава для плавного соединения соседних слоев [22]. После формирования образцы шлифовали и полировали на алмазных пастах с удалением верхнего слоя на величину 400 мкм. Пористость определена как среднее значение по девяти оптическим изображениям поверхности шлифа. Схема съемки представлена на рис. 1.



Рис. 1. Схема съемки

Fig. 1. Shooting pattern

Исследования структурно-фазового состояния образца выполнены на просвечивающем электронном микроскопе JEOL JEM-2100. Условия съемки: ускоряющее напряжение – 200 кВ, увеличение – 6000...1 500 000 крат, «длина колонны» в микродифракционном режиме – 100 см. Идентификация фаз проводилась при помощи международной картотечной базы данных ICDD PDF4+ (International Center for Diffraction Data).

Для изучения влияния стратегии сканирования на микроструктуру и пористость образцов реализованы четыре стратегии. Стратегия сканирования I ($\angle 90^\circ$), при которой направление движения лазера меняется на угол 90° от слоя к слою, показана на рис. 2.

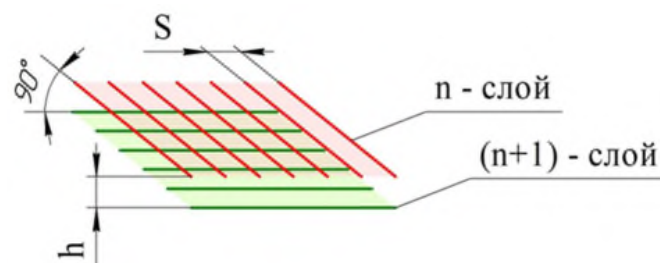


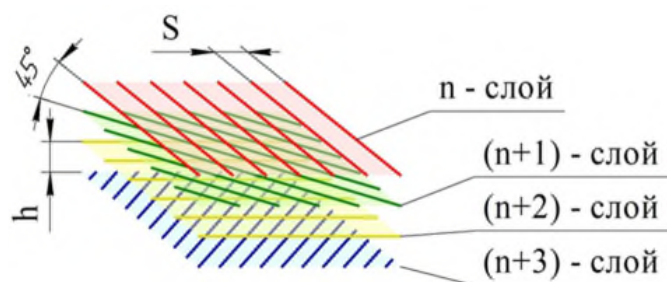
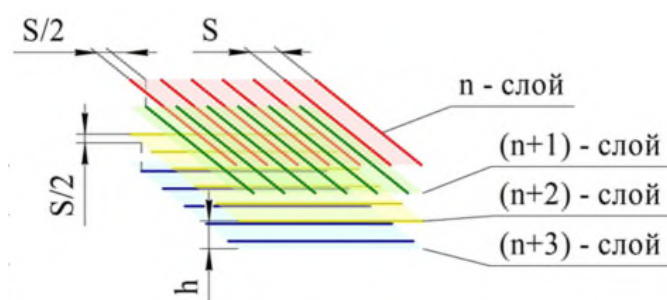
Рис. 2. Стратегия сканирования I ($\angle 90^\circ$)

Fig. 2. Scanning strategy I ($\angle 90^\circ$)

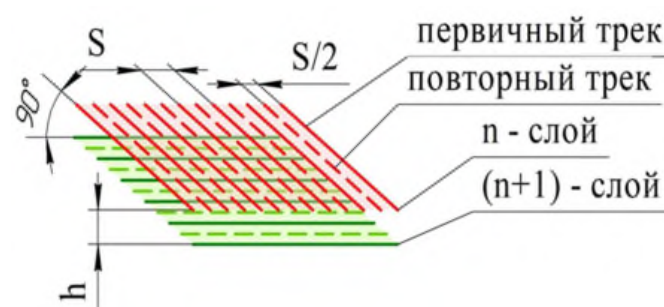
При стратегии сканирования II ($\angle 45^\circ$) направление движения лазера меняется на угол 45° от слоя к слою (рис. 3).

При стратегии III ($\angle 90^\circ S/2$) формирование образца происходит, когда направление движения лазера меняется на угол 90° каждый нечетный слой ($n, n + 2$, и т. д.). Каждый четный слой ($n + 1, n + 3$) движение лазерного луча происходит параллельно предыдущему слою, при этом трек смещается на расстояние $S/2$. Стратегия III представлена на рис. 4.

Согласно стратегии сканирования IV ($\angle 90^\circ$ п.п.) каждый слой сканируется лучом лазера два раза

Рис. 3. Стратегия сканирования II ($\angle 45$)Fig. 3. Scanning strategy II ($\angle 45$)Рис. 4. Стратегия сканирования III ($\angle 90S/2$)Fig. 4. Scanning strategy III ($\angle 90S/2$)

(двойной переплав), при втором проходе шаг смещается на расстояние $S/2$, а направление движения лазера меняется на угол 90° от слоя к слою (рис. 5).

Рис. 5. Стратегия сканирования IV ($\angle 90$ п.п.)Fig. 5. Scanning strategy IV ($\angle 90$ p.p.)

Результаты и их обсуждение

Фотографии структуры образцов, сформированных с разными стратегиями сканирования из композиции порошков на режимах СЛП [22] $P = 90$ Вт, $V = 225$ мм/с, $S = 0,08$ мм, $h = 0,025$ мм, $t = 25^\circ\text{C}$, представлены в табл. 1.

Таблица 1

Table 1

Фотографии структуры образца и значения пористости, %

Photos of the specimen structure and porosity values, %

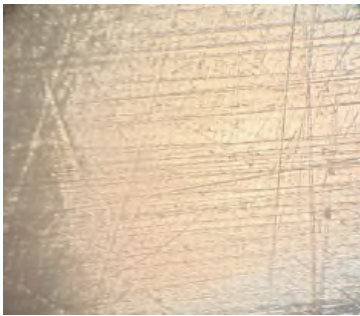
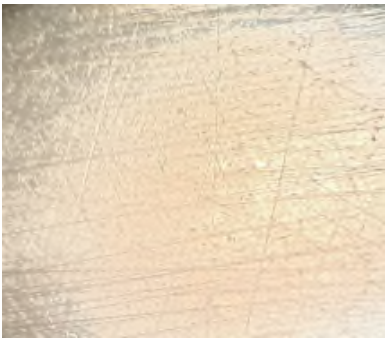
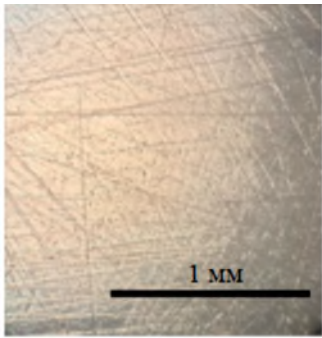
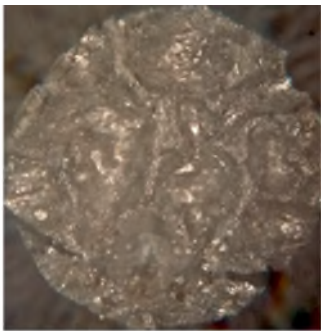
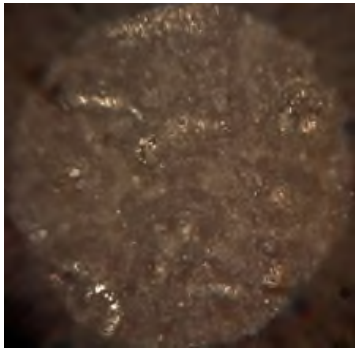
Стратегия сканирования I ($\angle 90$) Scanning strategy I ($\angle 90$)		
0,01	0,02	0,01
0,43	0,39	0,06

Продолжение табл. 1
Continuation of the table 1

0,63	0,35	0,93
«Средняя» пористость 0,31 %		
Стратегия сканирования II ($\angle 45$) / Scanning strategy II ($\angle 45$)		
0,11	0,09	0,05
0,18	0,14	0,06
0,11	1,36	0,47
«Средняя» пористость 0,29 %		
Стратегия сканирования III ($\angle 90S/2$) / Scanning strategy III ($\angle 90S/2$)		
0,04	0,01	0,02

Окончание табл. 1

The end table 1

		
0,06	0,01	0,02
		
0,05	0,04	0,03
«Средняя» пористость 0,03 %		
Стратегия сканирования IV ($\angle 90^\circ$ п.п.) / Scanning strategy IV ($\angle 90^\circ$ п.п.)		
		
1 мм		

В результате двойного переплава на поверхности слоя были сформированы крупные капли расплава размером 0,2...0,5 мм, что привело к неравномерному нанесению следующего порошкового слоя и появлению непроплавов. По этой причине не удалось вырастить образец необходимой толщины. Для данного образца пористость не оценивалась ввиду нецелесообразности. График зависимости среднего значения пористости от стратегии сканирования показывает, что наименьшее значение пористости 0,03 % имеет образец, полученный при помощи стратегии III (рис. 6).

Плотность является важным показателем для оценки качества деталей. С помощью штангенциркуля произведено измерение габаритных размеров образцов длина $\times$ ширина $\times$ высота, которое составило 10 $\times$ 10 $\times$ 3 мм соответственно. С помощью аналитических весов ВСТ-600/10 измерена масса образцов, которая составила 0,748 г для образца, полученного с применением стратегии сканирования I, и 0,75 г – по стратегии сканирования II. Расчетная плотность образцов стратегий сканирования I и II – 2,49 г/см³, а образца, полученного с применением стратегии сканирования III, – 2,5 г/см³, что соответствует плотности силумина.

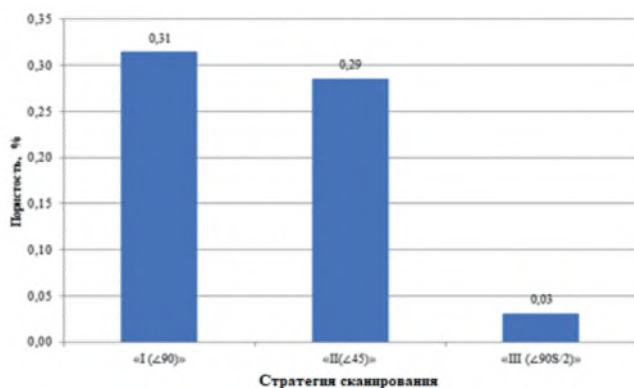


Рис. 6. Зависимость среднего значения пористости образца от стратегии сканирования

Fig. 6. Dependence of the average porosity of the specimen on the scanning strategy

На рис. 7 приведены РЭМ-изображения и карты распределения элементов (Al, Mg, Si) образцов, полученных при различных стратегиях.

Алюминий и магний во всех образцах распределены однородно. При этом кремний в об-

разцах распределен в виде мелких частиц с размером менее 5 мкм. Изменение стратегии получения образцов не меняет характер распределения кремния в образцах.

Структурно-фазовое состояние и элементный состав определены для образца, сформированного при стратегии сканирования III. Исследуемый образец имеет зеренную структуру, при используемых увеличениях микроскопические поры не выявляются.

Микродифракционные картины, полученные с разных областей, представлены прежде всего рефлексами различной интенсивности. Идентифицированные рефлексы соответствуют ОЦК-фазе Al – 91 масс. %, Si – 8 масс. % (PDF Card – 04-003-7125). На микродифракционной картине (рис. 8, б), полученной с использованием наибольшей селекторной диафрагмы при малом увеличении образца, также присутствуют рефлексы, расположенные по окружностям, что указывает на наличие в структуре образца

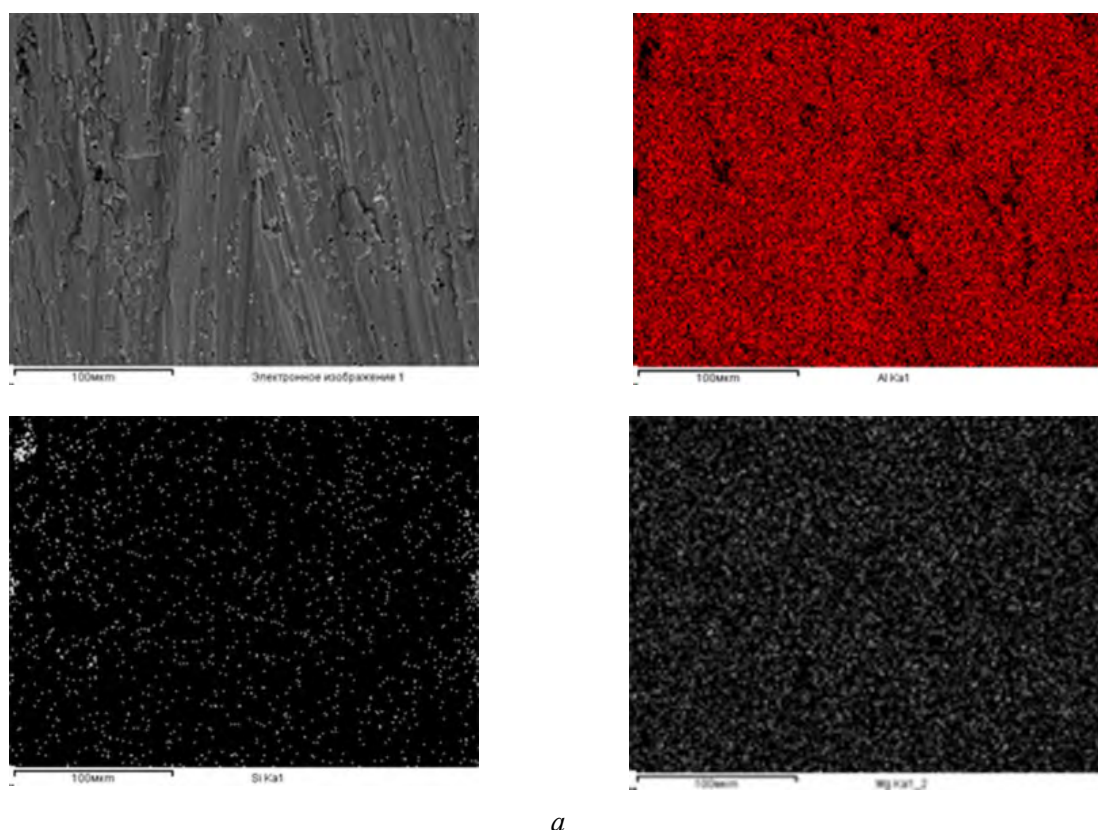
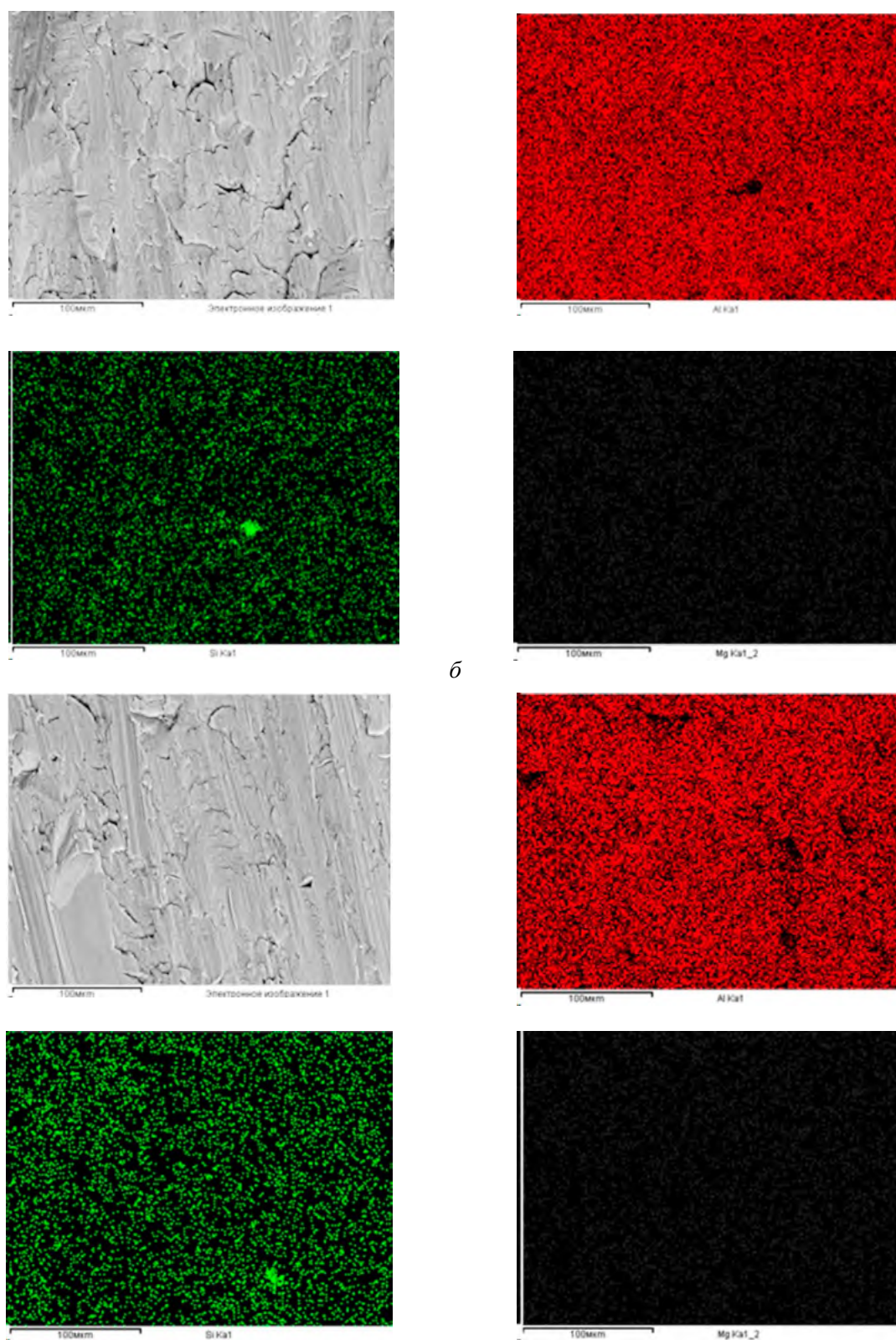


Рис. 7. РЭМ-изображения и карты распределения элементов (Al, Mg, Si) образцов с использованием разных стратегий получения:

а – № 1; б – № 2; в – № 3 (см. также с. 199)

Fig. 7. SEM images and distribution maps of elements (Al, Mg, Si) of specimens using different production strategies:

а – No. 1; б – No. 2; в – No. 3 (see also p. 199)



6

6

Рис. 7. Окончание
Fig. 7. The End

мелкодисперсных частиц. При больших увеличениях и на темнопольных изображениях отчетливо видно, что эти мелкодисперсные частицы располагаются на границах зерен.

Для анализа однородности распределения элементов в исследуемом образце применялся энергодисперсионный микроанализ элементов. Прежде всего были построены карты распре-

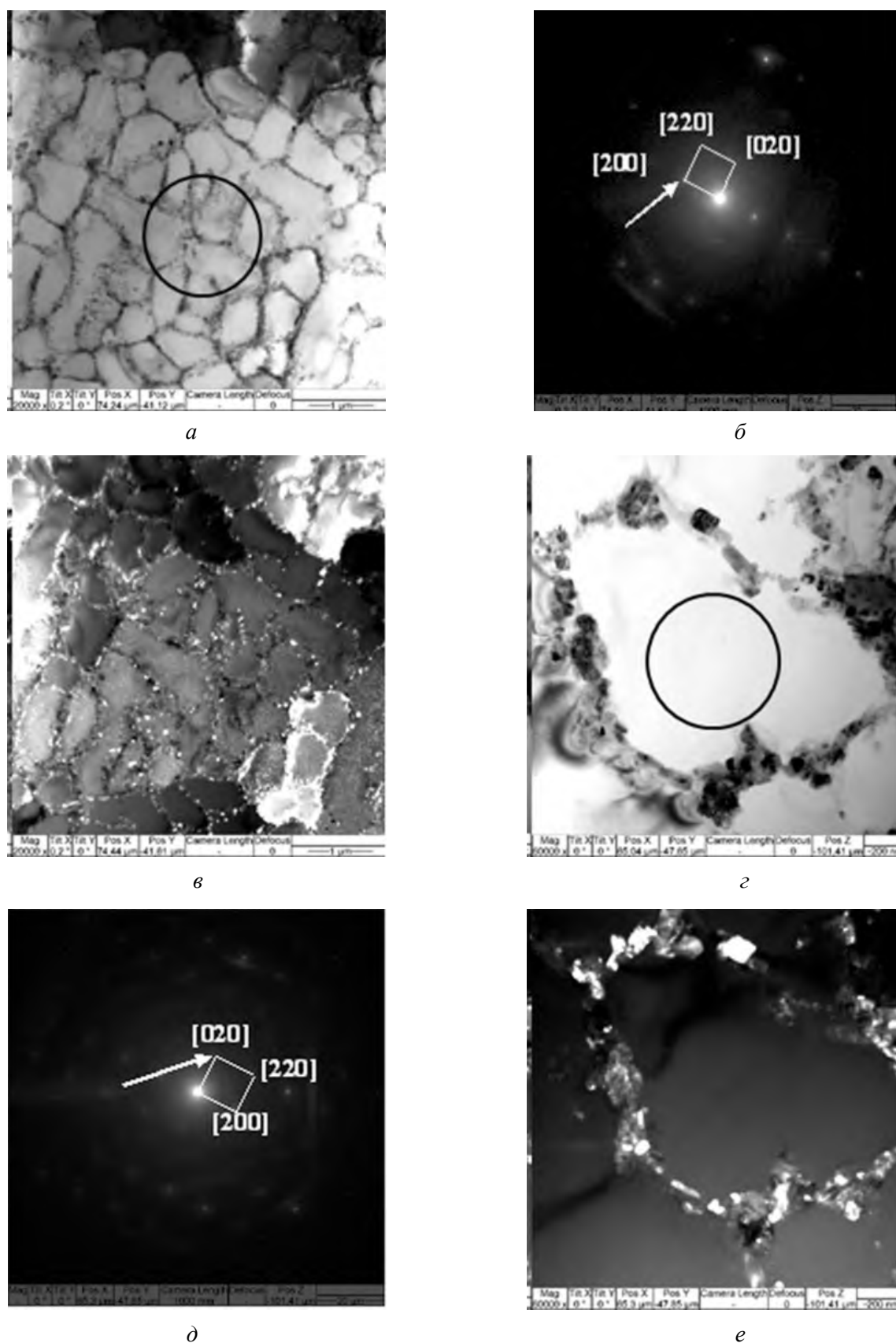


Рис. 8. Микроструктура образца из сплава AlSiMg: светлопольные изображения (*a*, *г*) с соответствующими микродифракционными картинами (*б*, *д*) и темнопольными изображениями (*в*, *е*)

Fig. 8. Microstructure of the AlSiMg alloy specimen: light-field images (*a*, *г*) with corresponding microdiffraction patterns (*б*, *д*) and dark-field images (*в*, *е*)

ления элементов по участку анализа. Картирование показало, что основной элемент сплава – Al – в зернах распределен равномерно, но по границам зерен его содержание уменьшается. Второй по содержанию элемент – Si – напротив, в основном сосредоточен по границам зерен.

Третий по содержанию элемент – Mg – распределен равномерно по исследуемому объему. Исходя из характера суммарного спектра (рис. 9) другие элементы в образце не обнаруживаются. Элементный состав исследуемой области приведен в табл. 2.

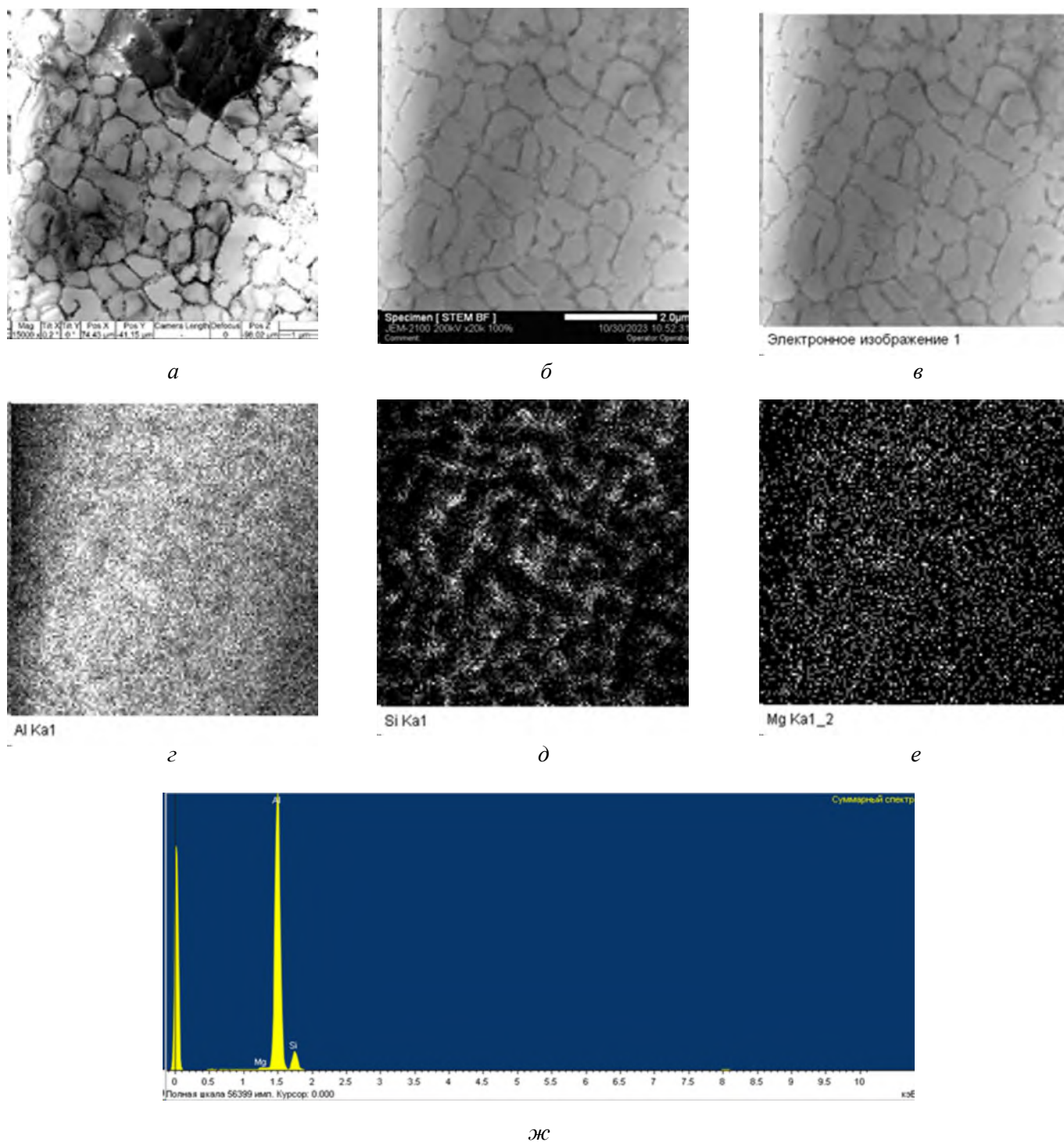


Рис. 9. Светлопольное изображение участка анализа (*a*); искомое ПРЭМ-изображение участка анализа (*б*); ПРЭМ-изображение для сопоставления картам элементов (*в*); карты распределения элементов (*г–е*); суммарный спектр области картирования (*ж*)

Fig. 9. A bright field image of the analysis area (*a*), the desired TSM image of the analysis area (*б*), a TSM image for comparing element maps (*в*), element distribution maps (*г–е*) and the total spectrum of the mapping area (*ж*)

Таблица 2

Table 2

Элементный анализ сплава AlSiMg по суммарному спектру из области картирования

Elemental analysis of the AlSiMg alloy by the total spectrum from the mapping area

Элемент	Весовой %	Атомный %
Al K	92,65	92,86
Si K	6,95	6,69
Mg K	0,40	0,45

Для подтверждения локальной неоднородности элементного состава также было проведено исследование элементного состава

ва по заданной линии. Его результаты приведены на рис. 10. Характер распределения элементов аналогичен картированию – на границах зерен наблюдается уменьшенное содержание Al и повышенное содержание Si. Как видно, концентрация Mg при исследовании данным методом также неоднородна. Однако поскольку содержание Mg в составе мало (по данным элементного анализа, менее 0,5 масс. %), то нельзя точно это постулировать.

На полученных оптимальных условиях СЛП из подготовленной смеси порошков был сделан образец сложной геометрической формы (рис. 11).

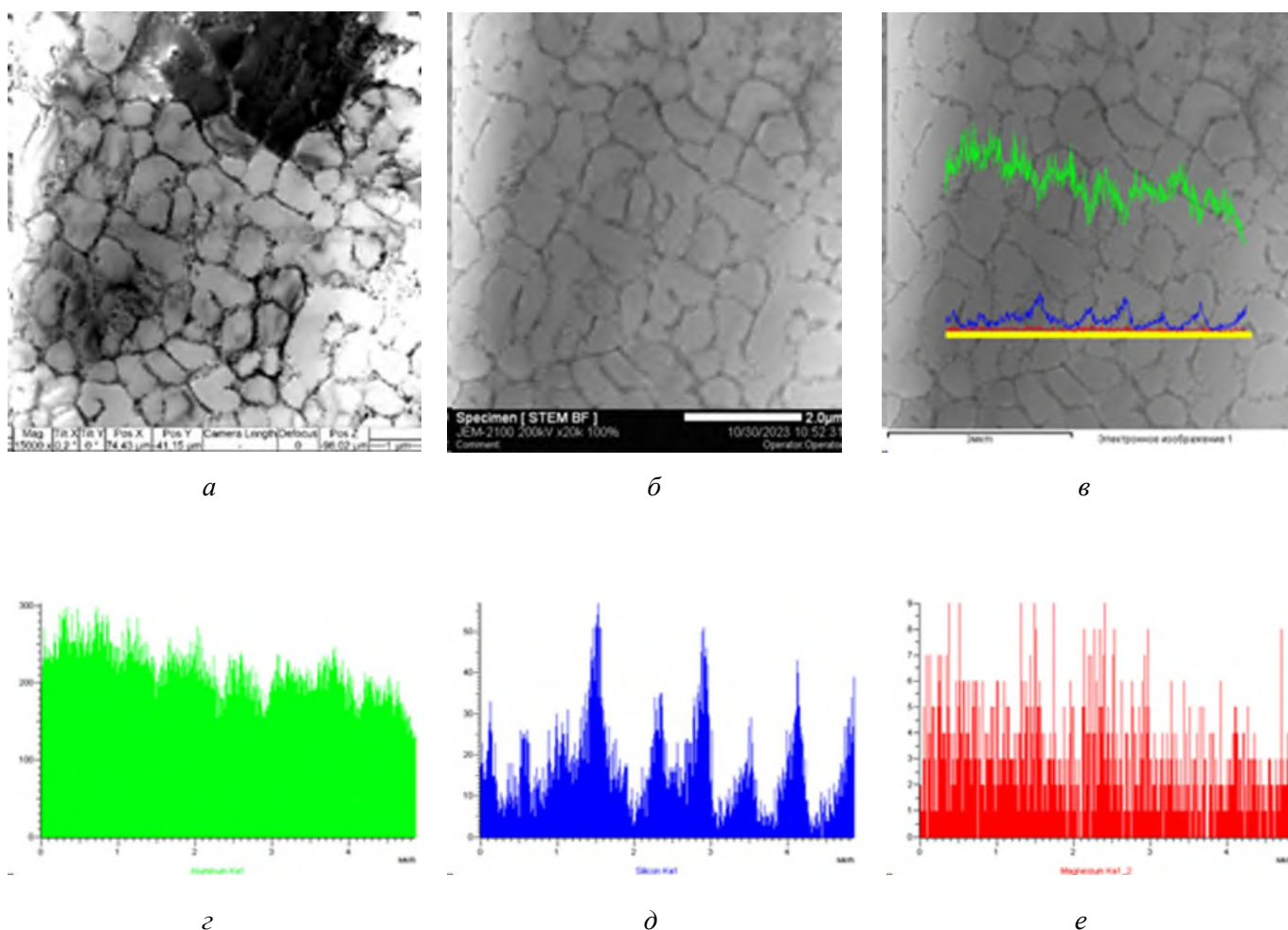


Рис. 10. Светлопольное изображение участка анализа (а); искомое ПРЭМ-изображение участка анализа (б); ПРЭМ-изображение с нанесенными данными содержания элементов (в); распределение элементов по треку (г–е)

Fig. 10. A bright field image of the analysis area (a), the desired TSM image of the analysis area (b), a TSM image with plotted element content data (c), the distribution of elements along the track (d–e)



Рис. 11. Опытный образец завихрителя

Fig. 11. A prototype of the swirler

Закключение

В процессе исследований получена технология формирования перспективного алюминиевого сплава AlSi8Mg для селективного лазерного плавления и порошков несферической формы. Материал показал хорошую технологичность и низкую стоимость порошка. Технологические параметры плавления позволяют сформировать тонкую структуру с низким уровнем пористости. Исследован механизм влияния стратегии сканирования на пористость, морфологию поверхности, относительную плотность и микроструктуру. Основные выводы суммируются следующим образом.

Образец из порошковой композиции AlSi8Mg с высокой относительной плотностью 99,97 % был изготовлен методом селективного лазерного плавления. Плотность энергии существенно влияет на качество поверхности. В этом исследовании применялась плотность энергии, равная 200 Дж/мм³, и стратегия сканирования формирования образца III, когда направление движения лазера меняется на угол 90° каждый нечетный слой (n , $n + 2$, и т. д.). Каждый четный слой ($n + 1$, $n + 3$) направление движения лазерного луча параллельно предыдущему слою, при этом трек смещается на расстояние $S/2$ ($\angle 90S/2$). Это лучшие параметры процесса для достижения самой высокой относительной плотности.

Доказано, что плотность сплава AlSiMg зависит от применяемой стратегии сканирования. Расчетная плотность образцов стратегий сканирования I и II составила 2,49 г/см³, а для образца, полученного с применением стратегии сканирования III, – 2,5 г/см³, что соответствует плотности силумина.

Анализ РЭМ-изображений и карт распределения элементов (Al, Mg, Si) образцов показал, что разные стратегии получения образцов не влияют на характер распределения кремния.

В готовом сплаве AlSi8Mg наблюдается уникальная зеренная структура. В ванне расплава мелкие зерна расположены по границе, а крупные зерна – в центре. Добавление кремния и высокая скорость охлаждения во время селективного лазерного плавления являются положительными условиями для формирования мелких зерен.

Список литературы

1. Oliveira J.P., LaLonde A.D., Ma J. Processing parameters in laser powder bed fusion metal additive manufacturing // Materials and Design. – 2020. – Vol. 193. – P. 108762. – DOI: 10.1016/j.matdes.2020.108762.
2. Fabrication of titanium alloy frameworks for complete dentures by selective laser melting / M. Kanazawa, M. Iwaki, S. Minakuchi, N. Naoyuki // Journal of Prosthetic Dentistry. – 2014. – Vol. 112 (6). – P. 1441–1447. – DOI: 10.1016/j.prosdent.2014.06.017.
3. A review of laser powder bed fusion additive manufacturing of aluminium alloys: microstructure and properties / H.R. Kotadia, G. Gibbons, A. Das, P.D. Howes // Additive Manufacturing. – 2021. – Vol. 46. – P. 102155. – DOI: 10.1016/j.addma.2021.102155.
4. Making selective-laser-melted high-strength Al-Mg-Sc-Zr alloy tough via ultrafine and heterogeneous microstructure / Z.H. Wang, X. Lin, N. Kang, Y.F. Wang, X.B. Yu, H. Tan, H.O. Yang, W.D. Huang // Scripta Materialia. – 2021. – Vol. 203. – P. 114052. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2021.114052.
5. A high-strength AlSiMg1.4 alloy fabricated by selective laser melting / Y.X. Geng, Y.M. Wang, J.H. Xu, S.B. Mi, S.M. Fan, Y.K. Xiao, Y. Wu, J.H. Luan // Journal of Alloys and Compounds. – 2021. – Vol. 867. – P. 159103. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.159103.
6. A novel crack-free Ti-modified Al-Cu-Mg alloy designed for selective laser melting / J.L. Zhang, J.B. Gao, B. Song, L.J. Zhang, C.J. Han, C. Cai, K. Zhou, Y.S. Shi // Additive Manufacturing. – 2021. – Vol. 38. – P. 101829. – DOI: 10.1016/j.addma.2020.101829.

7. Effect of Al₂Ca addition and heat treatment on the microstructure modification and tensile properties of hypoeutectic Al–Mg–Si alloys / A.W. Shah, S. Ha, B. Kim, Y. Yoon, H. Lim, S.K. Kim // *Materials*. – 2021. – Vol. 14. – P. 4588. – DOI: 10.3390/ma14164588.
8. Nanoscale periodic gradients generated by laser powder bed fusion of an AlSi10Mg alloy / W. Lefebvre, G. Rose, P. Delroisse, E. Baustert, F. Cuvilly, A. Simar // *Materials and Design*. – 2021. – Vol. 97. – P. 109264. – DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109264.
9. Intensive processing optimization for achieving strong and ductile Al–Mn–Mg–Sc–Zr alloy produced by selective laser melting / D. Bayoumy, D. Schliephake, S. Dietrich, X.H. Wu, Y.M. Zhu, A.J. Huang // *Materials and Design*. – 2021. – Vol. 198. – P. 109317. – DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109317.
10. Multiple precipitation pathways in an Al–7Si–0.6Mg alloy fabricated by selective laser melting / J.H. Rao, Y. Zhang, K. Zhang, A. Huang, C.H.J. Davies, X. Wu // *Scripta Materialia*. – 2019. – Vol. 160. – P. 66–69. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2018.09.045.
11. Zhang H., Gu D., Dai D. Laser printing path and its influence on molten pool configuration, microstructure and mechanical properties of laser powder bed fusion processed rare earth element modified Al–Mg alloy // *Virtual and Physical Prototyping*. – 2022. – Vol. 17. – P. 308–328. – DOI: 10.1080/17452759.2022.2036530.
12. Bhattacharjee R., Datta S., Biswas P. Thermo-mechanical and material flow analysis during friction stir welding of marine grade aluminum alloy 5083 // *Journal of Ship Production and Design*. – 2023. – Vol. 39 (1). – P. 1–24. – DOI: 10.5957/jsped.02220010.
13. Fundamentals of radiation heat transfer in Al–Si10Mg powder bed during selective laser melting / P. Wei, Z. Wei, Z. Chen, J. Du, Y. He, J. Li // *Rapid Prototyping Journal*. – 2019. – Vol. 25 (9). – P. 1506–1515. – DOI: 10.1108/rpj-11-2016-0189.
14. Effect of TiB₂ particles on microstructure and crystallographic texture of Al–12Si fabricated by selective laser melting / L. Xi, P. Wang, K.G. Prashanth, H. Li, H.V. Prykhodko, S. Scudino, I. Kaban // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2019. – Vol. 786. – P. 551–556. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.01.327.
15. Effects of substrate surface treatments on hybrid manufacturing of AlSi7Mg using die casting and selective laser melting / H. Fan, A. Witvrouw, F. Wolf-Monheim, R. Souschek, S. Yang // *Journal of Materials Science and Technology*. – 2023. – Vol. 156. – P. 142–156. – DOI: 10.1016/j.jmst.2023.02.009.
16. The effect of selective laser melting process parameters on the microstructure and mechanical properties of Al6061 and AlSi10Mg alloys / A.H. Maamoun, Y.F. Xue, M.A. Elbestawi, S.C. Veldhuis // *Materials*. – 2018. – Vol. 12 (1). – P. 12. – DOI: 10.3390/ma12010012.
17. 3D printing of aluminium alloys: Additive manufacturing of aluminium alloys using selective laser melting / N.T. Aboulkhair, M. Simonelli, L. Parry, I. Ashcroft, C. Tuck, R. Hague // *Progress in Materials Science*. – 2019. – Vol. 106. – P. 100578. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2019.100578.
18. A high-strength AlSiMg1.4 alloy fabricated by selective laser melting / Y.X. Geng, Y.M. Wang, J.H. Xu, S.B. Mi, S.M. Fan, Y.K. Xiao, Y. Wu, J.H. Luan // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2021. – Vol. 867. – P. 159103. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.159103.
19. Microstructure and strength of selectively laser melted AlSi10Mg / J. Wu, X.Q. Wang, W. Wang, M.M. Attallah, M.H. Loretto // *Acta Materialia*. – 2016. – Vol. 117. – P. 311–320. – DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.012.
20. Influence of powder characteristics on processability of AlSi12 alloy fabricated by selective laser melting / R. Baitimerov, P. Lykov, D. Zhrebtsov, L. Radionova, A. Shults, K. Prashanth // *Materials*. – 2018. – Vol. 11. – P. 742. – DOI: 10.3390/ma11050742.
21. Синтез трехкомпонентного сплава на основе алюминия методом селективного лазерного плавления / Н.А. Сапрыкина, В.В. Чебодаева, А.А. Сапрыкин, Ю.П. Шаркеев, Е.А. Ибрагимов, Т.С. Гусева // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 151–164. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-151-164.
22. Оптимизация режимов селективного лазерного плавления порошковой композиции системы AlSiMg / Н.А. Сапрыкина, В.В. Чебодаева, А.А. Сапрыкин, Ю.П. Шаркеев, Е.А. Ибрагимов, Т.С. Гусева // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2024. – Т. 26, № 1. – С. 22–37. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-22-37.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



The effect of technological parameters on the microstructure and properties of the AlSiMg alloy obtained by selective laser melting

Natalia Saprykina^{1, a, *}, Alexandr Saprykin^{1, b}, Yuriy Sharkeev^{2, c}, Egor Ibragimov^{1, d}

¹ National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

² Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-6391-6345>,  saprikina@tpu.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-6518-1792>,  sapraa@tpu.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0001-5037-245X>,  sharkeev@ispms.tsc.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0002-5499-3891>,  egor83rus@tpu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 05 June 2024

Revised: 17 June 2024

Accepted: 28 June 2024

Available online: 15 September 2024

Keywords:

Selective laser melting

Metal Powder

Porosity

Scanning strategy

Modes of selective laser melting

Microhardness

Energy deposition

Aluminum-silicon-magnesium alloy system

Funding

The research was carried out at the expense of a grant from the Russian Science Foundation No. 22-29-01491, <https://rscf.ru/project/22-29-01491/>

Acknowledgements

Authors would like to thank to Ph.D. M.A. Khimich, Ph.D. V.V. Chebo-daeva, I.A. Glukhov for their help in conducting research. The equipment of the NMNT TPU Central Control Center was used in the work.

ABSTRACT

Introduction. The development of additive technologies is aimed at the synthesis of new powder compositions for selective laser melting plants, the study of the effect of mode parameters on the stable quality of products. **The purpose of this work** is to study the effect of the scanning strategy on the microstructure, elemental composition, porosity and density of specimens obtained by selective laser melting from non-spherical powders (*Al* — 91 wt. %, *Si* — 8 wt. %, *Mg* — 1 wt. %), subjected to special preparation to determine the optimal conditions for selective laser melting. **The research methods** are methods of X-ray diffraction and X-ray phase analysis, transmission electron microscopy. The paper examines specimens formed using four different scanning strategies. **Results and discussions.** A promising aluminum alloy *AlSi8Mg* is developed for selective laser melting. The material has good manufacturability and low powder cost. The technological parameters of melting make it possible to form a thin structure with a low level of porosity. The mechanism of influence of the scanning strategy on porosity, surface morphology, relative density and microstructure is investigated. A specimen from the *AlSi8Mg* powder composition with a high relative density of 99.97 % is produced by selective laser melting with an energy density of 200 J/mm³, a specimen scanning circuit when the direction of laser movement changes by an angle of 90° each odd layer. It is proved that the density of the *AlSiMg* alloy depends on the scanning strategy used. The calculated density of the specimen was 2.5 g/cm³, which corresponds to the density of silumin. Analysis of *SEM* images and maps of the distribution of elements (*Al*, *Mg*, *Si*) of the specimens showed that different specimen formation strategies do not affect the nature of silicon distribution. A unique grain structure is observed in the resulting *AlSi8Mg* alloy. The melt pool consists of small grains along the border and large grains in the center. The formation of fine grains is explained by the addition of *Si* and the high cooling rate during selective laser melting.

For citation: Saprykina N.A., Saprykin A.A., Sharkeev Y.P., Ibragimov E.A. The effect of technological parameters on the microstructure and properties of the AlSiMg alloy obtained by selective laser melting. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 3, pp. 192–207. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-192-207. (In Russian).

* Corresponding author

Saprykina Natalia A., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 National Research Tomsk Polytechnic University,
 30 Lenin Ave.,
 634050, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: +7 923 49-72-483, e-mail: saprikina@tpu.ru

References

1. Oliveira J.P., LaLonde A.D., Ma J. Processing parameters in laser powder bed fusion metal additive manufacturing. *Materials and Design*, 2020, vol. 193 p. 108762. DOI: 10.1016/j.matdes.2020.108762.
2. Kanazawa M., Iwaki M., Minakuchi S., Naoyuki N. Fabrication of titanium alloy frameworks for complete dentures by selective laser melting. *Journal of Prosthetic Dentistry*, 2014, vol. 112 (6), pp. 1441–1447. – DOI: 10.1016/j.prosdent.2014.06.017.
3. 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. 102155. DOI: 10.1016/j.addma.2021.102155.
4. Wang Z.H., Lin X., Kang N., Wang Y.F., Yu X.B., Tan H., Yang H.O., Huang W.D. Making selective-laser-melted high-strength Al-Mg-Sc-Zr alloy tough via ultrafine and heterogeneous microstructure. *Scripta Materialia*, 2021, vol. 203, p. 114052. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2021.114052.
5. Geng Y.X., Wang Y.M., Xu J.H., Mi S.B., Fan S.M., Xiao Y.K., Wu Y., Luan J.H. A high-strength Al-SiMg1.4 alloy fabricated by selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, vol. 867, p. 159103. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.159103.
6. Zhang J.L., Gao J.B., Song B., Zhang L.J., Han C.J., Cai C., Zhou K., Shi Y.S. A novel crack-free Ti-modified Al-Cu-Mg alloy designed for selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 2021, vol. 38, p. 101829. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101829.
7. Shah A.W., Ha S., Kim B., Yoon Y., Lim H., Kim S.K. Effect of Al₂Ca addition and heat treatment on the microstructure modification and tensile properties of hypoeutectic Al–Mg–Si alloys. *Materials*, 2021, vol. 14, p. 4588. DOI: 10.3390/ma14164588.
8. Lefebvre W., Rose G., Delroisse P., Baustert E., Cuvilly F., Simar A. Nanoscale periodic gradients generated by laser powder bed fusion of an AlSi10Mg alloy. *Materials and Design*, 2021, vol. 197, p. 109264. DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109264.
9. Bayoumy D., Schliephake D., Dietrich S., Wu X.H., Zhu Y.M., Huang A.J. Intensive processing optimization for achieving strong and ductile Al-Mn-Mg-Sc-Zr alloy produced by selective laser melting. *Materials and Design*, 2021, vol. 198, p. 109317. DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109317.
10. Rao J.H., Zhang Y., Zhang K., Huang A., Davies C.H.J., Wu X. Multiple precipitation pathways in an Al-7Si-0.6Mg alloy fabricated by selective laser melting. *Scripta Materialia*, 2019, vol. 160, pp. 66–69. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2018.09.045.
11. Zhang H., Gu D., Dai D. Laser printing path and its influence on molten pool configuration, microstructure and mechanical properties of laser powder bed fusion processed rare earth element modified Al-Mg alloy. *Virtual and Physical Prototyping*, 2022, vol. 17, pp. 308–328. DOI: 10.1080/17452759.2022.2036530.
12. Bhattacharjee R., Datta S., Biswas P. Thermomechanical and material flow analysis during friction stir welding of marine grade aluminum alloy 5083. *Journal of Ship Production and Design*, 2023, vol. 39 (1), pp. 1–24. DOI: 10.5957/jspd.02220010.
13. Wei P., Wei Z., Chen Z., Du J., He Y., Li J. Fundamentals of radiation heat transfer in AlSi10Mg powder bed during selective laser melting. *Rapid Prototyping Journal*, 2019, vol. 25 (9), pp. 1506–1515. DOI: 10.1108/rpj-11-2016-0189.
14. Xi L., Wang P., Prashanth K.G., Li H., Prykhodko H.V., Scudino S., Kaban I. Effect of TiB₂ particles on microstructure and crystallographic texture of Al-12Si fabricated by selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 786, pp. 551–556. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.01.327.
15. Fan H., Witvrouw A., Wolf-Monheim F., Souschek R., Yang S. Effects of substrate surface treatments on hybrid manufacturing of AlSi7Mg using die casting and selective laser melting. *Journal of Materials Science and Technology*, 2023, vol. 156, pp. 142–156. DOI: 10.1016/j.jmst.2023.02.009.
16. Maamoun A.H., Xue Y.F., Elbestawi M.A., Veldhuis S.C. The effect of selective laser melting process parameters on the microstructure and mechanical properties of Al6061 and AlSi10Mg alloys. *Materials*, 2018, vol. 12 (1), p. 12. DOI: 10.3390/ma12010012.
17. Aboulkhair N.T., Simonelli M., Parry L., Ashcroft I., Tuck C., Hague R. 3D printing of aluminium alloys: Additive manufacturing of aluminium alloys using selective laser melting. *Progress in Materials Science*, 2019, vol. 106, p. 100578. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2019.100578.
18. Geng Y.X., Wang Y.M., Xu J.H., Mi S.B., Fan S.M., Xiao Y.K., Wu Y., Luan J.H. A high-strength Al-SiMg1.4 alloy fabricated by selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, vol. 867, p. 159103. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.159103.

19. Wu J., Wang X.Q., Wang W., Attallah M.M., Loretto M.H. Microstructure and strength of selectively laser melted AlSi10Mg. *Acta Materialia*, 2016, vol. 117, pp. 311–320. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.012.
20. Baitimerov R., Lykov P., Zherebtsov D., Radionova L., Shults A., Prashanth K. Influence of powder characteristics on processability of AlSi12 alloy fabricated by selective laser melting. *Materials*, 2018, vol. 11, p. 742. DOI: 10.3390/ma11050742.
21. Saprykina N.A., Chebodaeva V.V., Saprykin A.A., Sharkeev Y.P., Ibragimov E.A., Guseva T.S. Sintez trekh-komponentnogo splava na osnove alyuminiya metodom selektivnogo lazernogo plavleniya [Synthesis of a three-component aluminum-based alloy by selective laser melting]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 151–164. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-151-164.
22. Saprykina N.A., Chebodaeva V.V., Saprykin A.A., Sharkeev Y.P., Ibragimov E.A., Guseva T.S. Optimizatsiya rezhimov selektivnogo lazernogo plavleniya poroshkovoi kompozitsii sistemy AlSiMg [Optimization of selective laser melting modes of powder composition of the AlSiMg system]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 1, pp. 22–37. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-22-37.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).