



## Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Синтез трехкомпонентного сплава на основе алюминия методом селективного лазерного плавления

Наталья Сапрыкина<sup>1, a, \*</sup>, Валентина Чебодаева<sup>2, b</sup>, Александр Сапрыкин<sup>1, c</sup>,  
Юрий Шаркеев<sup>2, d</sup>, Егор Ибрагимов<sup>1, e</sup>, Таисия Гусева<sup>1, f</sup>

<sup>1</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

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

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-6391-6345>,  [saprikina@tpu.ru](mailto:saprikina@tpu.ru), <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1980-3941>,  [vtina5@mail.ru](mailto:vtina5@mail.ru),

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-6518-1792>,  [sapraa@tpu.ru](mailto:sapraa@tpu.ru), <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-5037-245X>,  [sharkeev@ispms.tsc.ru](mailto:sharkeev@ispms.tsc.ru),

<sup>e</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-5499-3891>,  [egor83rus@tpu.ru](mailto:egor83rus@tpu.ru), <sup>f</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-3285-1673>,  [tsh2@tpu.ru](mailto:tsh2@tpu.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.78

#### История статьи:

Поступила: 11 августа 2022

Рецензирование: 31 августа 2022

Принята к печати: 21 сентября 2022

Доступно онлайн: 15 декабря 2022

#### Ключевые слова:

Селективное лазерное плавление

Металлический порошок

Морфология порошка

Аддитивные технологии

Рентгеноструктурный анализ

Сканирующая электронная микроскопия

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 за помощь в проведении исследований. Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнаукой № 13.ЦКП.21.0034).

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Технология селективного лазерного плавления является одной из ключевых технологий в Индустрии 4.0, которая позволяет изготовить изделия любой сложной геометрической формы, значительно снизить количество применяемого материала, сократить время выполнения заказа и получить новый сплав из элементарных порошков в процессе плавления. Для понимания процесса образования сплава при лазерном воздействии необходимо знать исходные данные порошков, которые существенно влияют на качество получаемых изделий. **Целью данного исследования** является определение требований к структурно-фазовому состоянию, элементному составу порошков алюминия, кремния и магния и дальнейшей подготовке смеси порошковой композиции Al-Si-Mg (Al – 91 масс.%, Si – 8 масс.%, Mg – 1 масс.%) для лазерного синтеза. **Методами** рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа проведены исследования исходных порошков алюминия ПА-4 ГОСТ 6058–73, кремния ГОСТ 2169–69 и магния МПФ-4 ГОСТ 6001–79 и порошковой композиции Al-Si-Mg. Исследованиями растровых электронных изображений определены форма и размеры частиц. Методом селективного лазерного плавления из порошковой композиции получены образцы при постоянном и импульсном воздействии лазера. Композиция подготовлена посредством перемешивания порошков в шаровой мельнице. **Результаты и обсуждение.** Исследования показали, что исходные порошки алюминия, кремния и магния однофазны. Для получения порошковой композиции выбран диапазон размера частиц 20...64 мкм, рекомендованный для селективного лазерного плавления. При перемешивании порошков в течение одного часа были получены частицы сферической формы, которая является предпочтительной для лазерного плавления. Результаты шлифования образцов после лазерного плавления показали, что наибольшая механическая прочность была у образцов, полученных при постоянном воздействии лазера при следующих параметрах режима:  $P = 80$  Вт,  $V = 300$  мм/с,  $s = 90$  мкм,  $h = 25$  мкм. **Выводы.** Описанное исследование показывает возможность синтеза изделий из порошковой композиции алюминия, кремния и магния методом селективного лазерного плавления.

**Для цитирования:** 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.

### Введение

Технология селективного лазерного плавления (СЛП) является одной из ключевых технологий в Индустрии 4.0, которая позволяет изготовить изделия любой сложной геометрической формы, значительно снизить количество при-

#### \*Адрес для переписки

Сапрыкина Наталья Анатольевна, к.т.н., доцент  
 Национальный исследовательский Томский политехнический университет,  
 пр. Ленина, 30  
 634050, г. Томск, Россия  
 Тел.: 8 (923) 49-72-483, e-mail: [saprikina@tpu.ru](mailto:saprikina@tpu.ru)

меняемого материала, сократить время выполнения заказа. Таким образом, эти технологии меняют основу для конкуренции в автомобилестроении, аэрокосмической промышленности и машиностроении [1]. Несмотря на растущее внедрение и промышленные инвестиции в аддитивные технологии (АТ) [2] существуют сложности, которые не позволяют полностью раскрыть их огромный потенциал. Многие конструкционные сплавы, обладающие отличными механическими характеристиками при обработке традиционными методами производства, подвержены значительному растрескиванию при затвердевании во время лазерного плавления [3]. Препятствием, ограничивающим применение технологии СЛП, также является большой пробел в знаниях о микроструктурах, возникающий в результате сложных неравновесных процессов, связанных с лазерным плавлением [4].

В настоящее время для аддитивного производства в качестве сырья используется только небольшое количество алюминиевых сплавов [5, 6]. Наиболее распространен закаливаемый сплав AlSiMg [7, 8] и эвтектический AlSi12. Механические свойства компонентов АТ, изготовленных из этих двух сплавов, сравнимы с таковыми у литых образцов или литых под высоким давлением образцов, но явно уступают свойствам деформируемых компонентов, изготовленных из высокопрочных алюминиевых сплавов, таких как Al7075 (5,5 % цинка – 2,5 % магния – 1,5 % меди), которые имеют предел текучести более 500 МПа и пластичность 3...9 % [9]. СЛП последнего, к сожалению, затруднен из-за низкой свариваемости, а также из-за высокой отражательной способности и низкой вязкости (недостаток, свойственный большинству обычных алюминиевых сплавов). В частности, термическое сжатие во время обработки приводит к образованию обширных трещин [10]. Кроме того, испарение во время лазерного плавления легирующих элементов с низкой температурой плавления, таких как Zn, имеет решающее значение для образования упрочняющих фаз, что также в результате способствует ухудшению механических свойств.

Анализ литературы показывает, что состав сплава играет важную роль в определении конечной микроструктуры и механических свойств композитов, полученных методом селективного

лазерного плавления [11, 12]. Сплав Al-Si-Mg (Al – 91 масс. %, Si – 8 масс. %, Mg – 1 масс. %), близкий к эвтектическому составу, обладает отличной литейной способностью, связанной с небольшим изменением объема при затвердевании, что делает его пригодным для производства отливок сложной формы и малой толщины и перспективным материалом для получения изделий с улучшенными механическими свойствами методом СЛП [13]. Повышение механических свойств происходит за счет увеличения растворимости твердых веществ и уменьшения размера зерен сплавов Al-Si-Mg вследствие высоких скоростей расплава, охлаждения и затвердевания порошкового материала в процессе СЛП. В настоящее время для установок СЛП используют сферические порошки, полученные из сплава Al-Si-Mg [14, 15]. В проводимом исследовании будет применен метод послойного лазерного синтеза для решения принципиального вопроса – возможности синтеза изделий и сплава системы алюминий-кремний-магний из порошковой композиции алюминия, кремния и магния, имеющих значительное различие в температурах плавления, плотности, теплопроводности и др.

Для приготовления смесей металлических порошков обычно используются два метода: прямое смешивание и механическое легирование посредством шаровой мельницы. Механическое легирование представляет собой неравновесный твердотельный метод обработки, который можно использовать для синтеза порошковой композиции при комнатной температуре. Повторяющаяся деформация и разрушение, возникающие при высокоэнергетическом шаровом измельчении, приводят к изменению морфологии, размера и микроструктуры металлических порошков [16]. Поскольку шаровая мельница вносит в порошковую смесь большую энергию (по сравнению с непосредственным смешиванием), она может существенно повлиять на свойства композиционного материала после лазерной обработки [17], поэтому требуются исследования для определения морфологии порошка, размера и характеристик распределения частиц по размерам в исходном порошке.

Целью данного исследования является определение требований к структурно-фазовому состоянию, элементному составу порошков

алюминия, кремния и магния и дальнейшей подготовки смеси порошковой композиции Al-Si-Mg (Al – 91 масс.%, Si – 8 масс. %, Mg – 1 масс. %) для лазерного синтеза. Исходя из цели работы поставлены следующие задачи: провести исследования исходных порошков и порошковой композиции методами рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа, сканирующей электронной микроскопии, подготовить порошковую композицию для процесса селективного лазерного плавления и провести эксперимент лазерного синтеза порошковой композиции для выяснения возможности процесса.

### Методика исследований

В качестве исходного материала для создания порошковой композиции использовали порошки алюминия, кремния и магния. Алюминиевый порошок ПА-4 изготовлен по ГОСТ 6058–73, порошок кремния – по ГОСТ 2169–69 и порошок магниевый МПФ-4 – по ГОСТ 6001–79. Порошки имеют различие в температурах плавления, плотности, теплопроводности и др. Температура плавления алюминия (660 °С), кремния (1414 °С) и магния (650 °С), плотность (у алюминия 2,7 г/см<sup>3</sup>, у кремния 2,35 г/см<sup>3</sup>, магния 1,74 г/см<sup>3</sup>). При этом теплоемкости алюминия, кремния, магния близки друг к другу. Молярная теплоемкость алюминия – 24,35 Дж/(К · моль), кремния – 20,16 Дж/(К · моль), магния – 24,9 Дж/(К · моль), теплопроводность при комнатной температуре алюминия – 237 Вт/(м · К), кремния – 149 Вт/(м · К), магния – 156 Вт/(м · К).

Морфология поверхности частиц порошка исследована на растровом электронном микроскопе LEO EVO в ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН. Условия съемки: ускоряющее напряжение – 20 кВ, ток пучка – 1...2 нА, фокусное расстояние 8,5...10 мм, увеличение 100...2000. Элементный состав поверхности образца проведен на приставке к микроскопу для энергодисперсионного анализа Oxford Instruments INCA350.

Исследования методом рентгеновской дифракции осуществлялись на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 (Буревестник, Россия) в CoK<sub>α</sub>-излучении ( $\lambda = 0,1789$  нм). Напряжение, подаваемое на рентгеновскую трубку, составило 35 кВ, сила тока – 22 мА. Съемка осуществлялась в симметричной геометрии по схеме Брег-

га-Брентано (2theta-theta) в угловом диапазоне 2 $\theta$  10°...165° с шагом сканирования 0,05°, с вращением образца. Время экспозиции в каждой точке составляло 5 с. Для проведения исследований методом рентгеновской дифракции в связи с вертикальной фиксацией образца на гониометре дифрактометра порошки склеивались прозрачным цапонлаком в формы из винипласта.

Гранулометрический состав проведен с помощью ситового анализа. Ситовый анализ обеспечивает простой подход для получения распределения порошка по размеру путем просеивания порошка через уложенные друг на друга сита (№ 0100, № 0080, № 0064, № 0040, № 0020) в порядке убывания размеров ячеек, подверженные механической вибрации в течение 60 мин. Каждая отдельная сетка удерживает частицы, которые непроницаемы для следующей сетки, таким образом, генерирует спектр размеров частиц. Результаты ситового анализа порошка алюминия показали, что размер порошка менее 20 мкм составляет 6,5 %, менее 40 мкм составляет 20 % порошка, 64 мкм имеет 27 % частиц, 80 мкм – 17 %, 100 мкм – 11 %, частицы размером более 100 мкм – 17 %. У порошка магния 20 мкм – 3,6%, 40 мкм – 15 %, 64 мкм – 27 %, 80 мкм – 26 %, 100 мкм – 25 %. Потеря порошка при просеивании составила менее 4 %. Порошок кремния просеять не удалось из-за плохих сыпучих свойств. Для получения порошковой композиции был выбран диапазон размера частиц 20...64 мкм, рекомендованный для селективного лазерного плавления. Более мелкие легирующие элементы обеспечивают более высокую плотность порошкового слоя, хотя разница в размерах частиц может привести к нежелательной сегрегации. Три элементарных порошка объединяли в весовой пропорции Al – 91 масс. %, Si – 8 масс. %, Mg – 1 масс. %, а затем перемешивали посредством шаровой мельницы в течение одного часа в защитной среде аргона. В качестве мялящих тел выступали шары из конструкционной стали ШХ15 диаметром 5, 7 и 8 мм. Шаровая мельница является экономичным и широко используемым методом механического легирования порошковой композиции.

Выращивание образцов осуществлялось на установке селективного лазерного плавления ВАРИСКАФ100МВС, разработанной и изготовленной в Юргинском технологическом ин-

ституте (филиале) Томского политехнического университета [18, 19]. Поисковые эксперименты проводились при постоянной мощности  $P = 80$  Вт и импульсной мощности лазера  $P = 100$  Вт, модуляция  $m = 5000$  Гц, при неизменных параметрах режима: шаг сканирования  $S = 90$  мкм, толщина слоя  $t = 25$  мкм и варьируемой скорости сканирования луча лазера  $V = 100, 200, 300, 400$  мм/с. Образцы со стороной 10 мм построены на подложке из алюминия в предварительно нагретой до  $200$  °С и заполненной аргоном камере, после предварительного вакуумирования.

Металлографические образцы были приготовлены путем проведения стандартной механической шлифовки и полировки на алмазных паствах для получения полированного поперечного сечения.

### Результаты и их обсуждение

В последние годы многие исследования сосредоточены на оптимизации режимов селективного лазерного плавления порошковых металлических сплавов преимущественно сферической формы. Не изученным остается вопрос формирования сплава в процессе СЛП из металлических порошковых материалов, имеющих форму, отличную от сферической. Характеристики порошка меняют свойства как на стадии подготовки порошковой композиции, так и в процессе СЛП от воздействий окружающей среды, механического и теплового влияния. Все это воздействует на качество получаемых изделий. Для определения оптимальных режимов СЛП необходимо знать распределение частиц порошка по размеру и химическому составу поверхности. Загрязнение порошков является основной проблемой в СЛП, особенно при обработке высокоактивного сырья, такого, как магний, титан и алюминиевые сплавы. Длительное нахождение порошков на воздухе приводит к их окислению и, как следствие, нестабильному процессу СЛП. Оксидные пленки препятствуют смачиванию поверхности и являются причиной возникновения пористости.

Следовательно, для понимания процесса образования сплава в процессе СЛП необходимо знать исходные данные порошков, которые существенно влияют на качество получаемых изделий. В СЛП характеристики порошкового

материала определяются морфологией, гранулометрией, химией поверхности, уплотняемостью, реологией и термическими свойствами, которые, как известно, влияют на поведение материала при лазерном воздействии [20]. Сканирующая электронная микроскопия, рентген и компьютерная томография используются для изучения формы и морфологии поверхности частиц порошка.

На рис. 1 приведены растровые электронные изображения (РЭМ) поверхности порошков алюминия, кремния и магния, полученные в результате съемки образца.

Порошок алюминия представляет собой конгломераты из частиц неправильной формы размерами  $1 \dots 20$  мкм и более крупных частиц размерами  $30 \dots 140$  мкм (рис. 1, а, б).

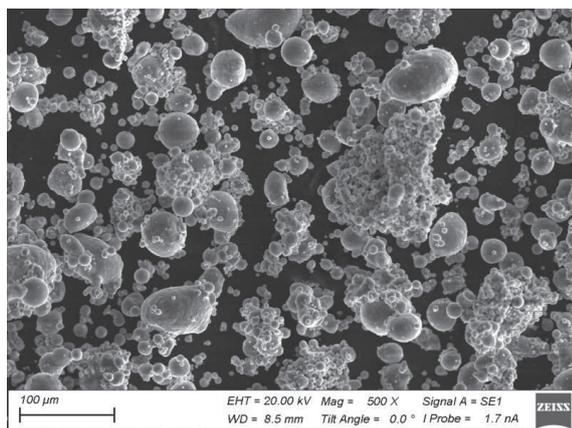
Однофазный порошок магния представлял собой смесь отдельных частиц с «чешуйчатой» структурой размерами в диапазоне  $30 \dots 400$  мкм (рис. 1, в, г), имеет неправильную форму с грубой текстурой поверхности, что приводит к снижению сыпучести. Элементный состав порошка соответствует магнию при наличии кислорода не более 2 мас. %.

Однофазный порошок кремния состоял из конгломератов размером  $0,5 \dots 45$  мкм (рис. 1, д, е). Доля крупных конгломератов в порошке не превышала 15 об. %. Кроме того, в небольшом количестве присутствовали алюминий, титан, кальций и кислород (не более 4 %).

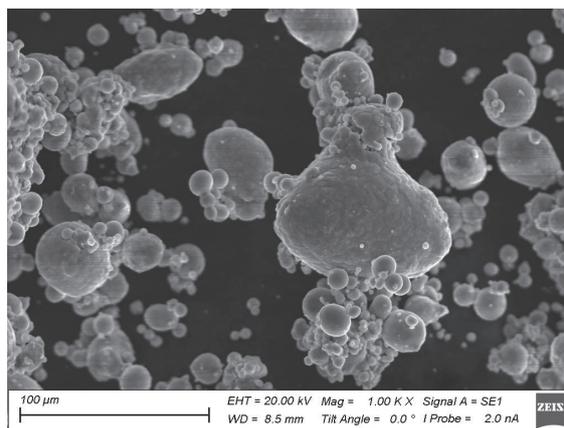
На рис. 2–4 приведены рентгеновские дифрактограммы с выполненной идентификацией фаз образцов порошков магния, алюминия и кремния соответственно. Фазовые составы соответствуют единственным фазам Mg, Al, Si.

Для формирования порошковой композиции Al-Si-Mg исходные порошки подвергались механическому перемешиванию путем помещения исходных порошков в барабан шаровой мельницы в соотношении: Al – 91 масс.%; Si – 8 масс.%; Mg – 1 масс. % и активации в защитной среде аргона в течение одного и двух часов. В качестве мелящих тел выступали шары диаметром 5, 7 и 8 мм из конструкционной стали ШХ15 в массовом соотношении «порошок – шары» 1:10. При механическом легировании ускорение мелящих тел составило 40 г.

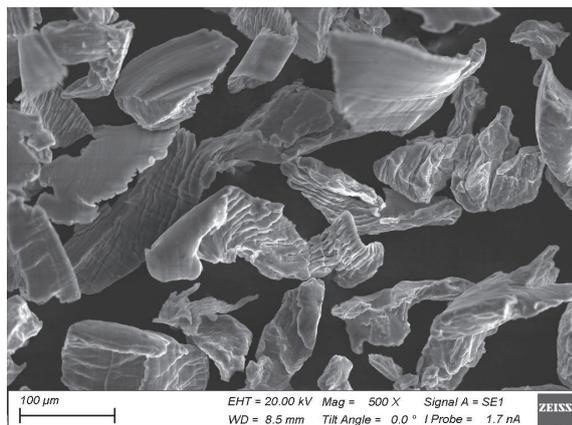
Растровые электронные изображения смеси порошков алюминия, магния и кремния, полу-



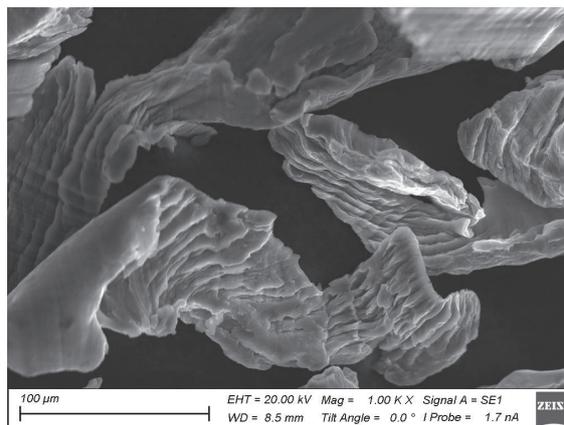
а



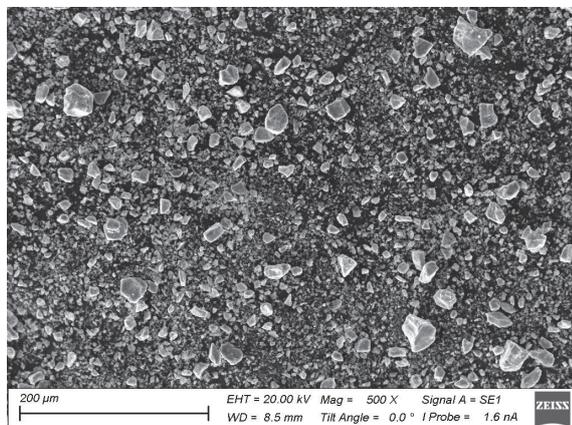
б



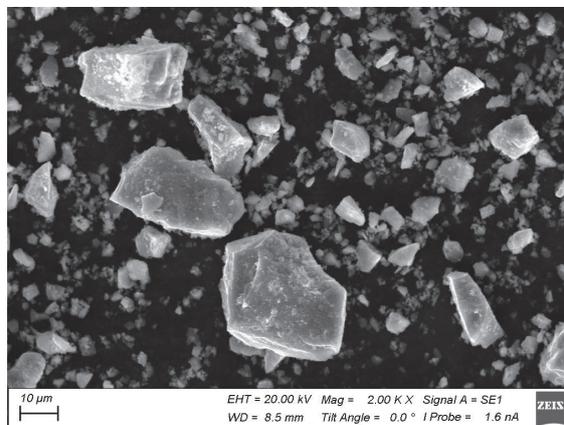
в



г



д



е

Рис. 1. РЭМ-изображения порошков алюминия (а, б), магния (в, г) и кремния (д, е)

Fig. 1. SEM microphotograph of aluminum (a, б), magnesium (в, г) and silicon (д, е) powders

ченные в результате съемки образцов после одного часа механической активации, показаны на рис. 5. Порошок представлен сферическими и эллипсоидными частицами алюминия размером в диапазоне 1...40 мкм (рис. 5, а-г). Присутствуют также конгломераты из сферических частиц размерами от 30 до 50 мкм. Частицы кремния в смеси порошков представлены в виде агломе-

ратов неправильной формы размерами от 3 до 40 мкм. Частицы порошка магния распределены по всему объему порошка (рис. 6, а). После механической активации порошков в течение одного часа присутствует большое количество деформированных частиц порошков (рис. 5 а, б).

После двух часов механической активации порошок также представлен сферическими и

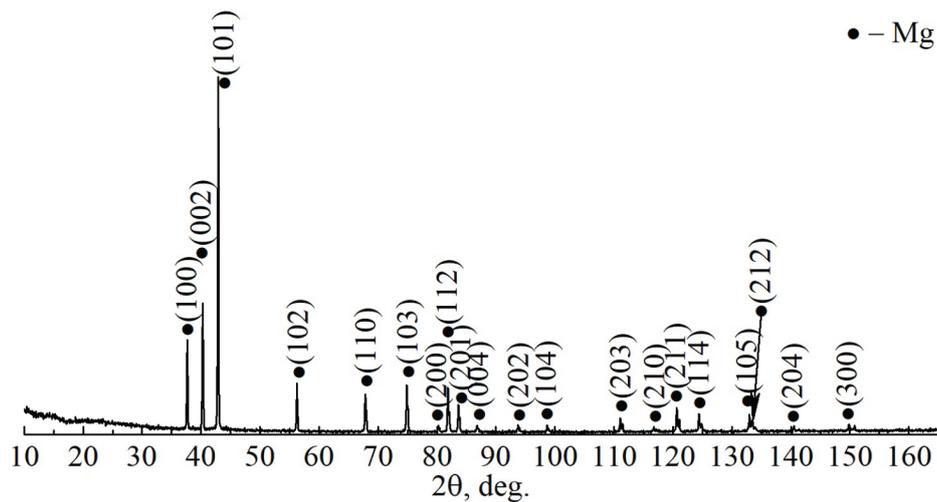


Рис. 2. Рентгеновская дифрактограмма образца порошка магния с выполненной идентификацией фаз

Fig. 2. X-ray diffraction pattern of a magnesium powder sample with phase identification performed

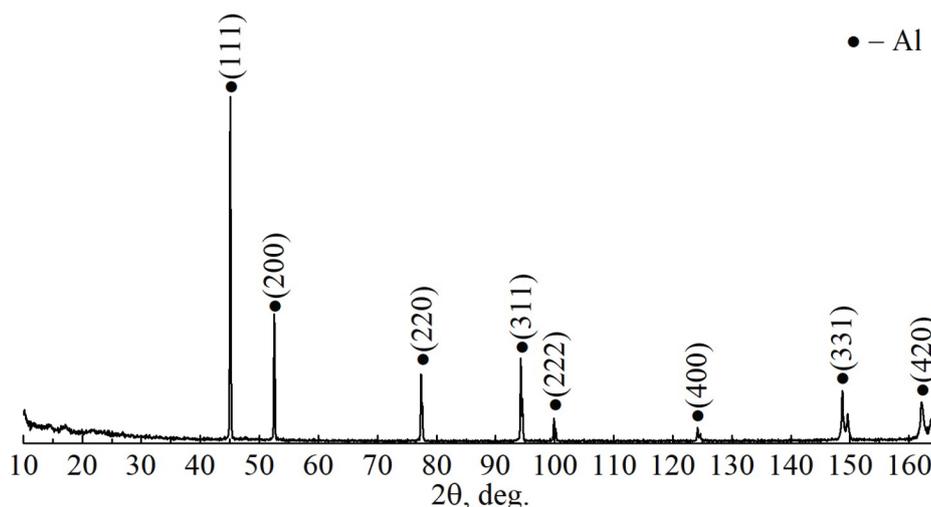


Рис. 3. Рентгеновская дифрактограмма образца порошка алюминия с выполненной идентификацией фаз

Fig. 3. X-ray diffraction pattern of an aluminum powder sample with phase identification performed

эллипсоидными (вытянутой формы) частицами алюминия размером в диапазоне 1...50 мкм (рис. 5, в, г, рис. 6, б). Присутствуют конгломераты из сферических частиц размерами от 30 до 50 мкм. Частицы кремния в смеси порошков также представлены в виде агломератов неправильной формы с размерами от 3 до 70 мкм (рис. 6, б). Согласно элементному анализу, проведенному методом картирования, частицы порошка магния распределены по всему объему порошка,

а также присутствуют в виде крупных (до 70 мкм) конгломератов (рис. 6, а). Порошок после двухчасовой активации был более насыщен кислородом, поэтому для дальнейших исследований время активации принято уменьшить и провести эксперимент по лазерному плавлению для порошковой композиции после часовой механообработки.

Таким образом, в результате эксперимента по формированию порошковой композиции

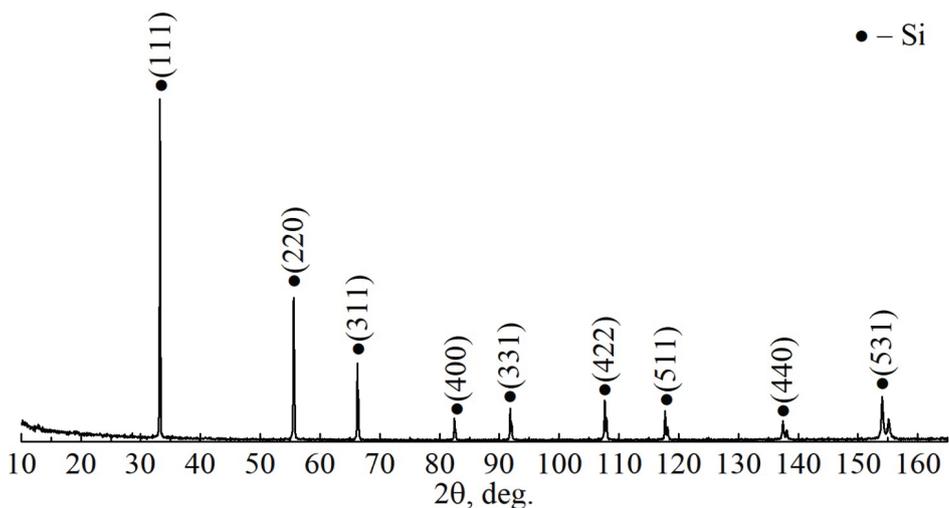
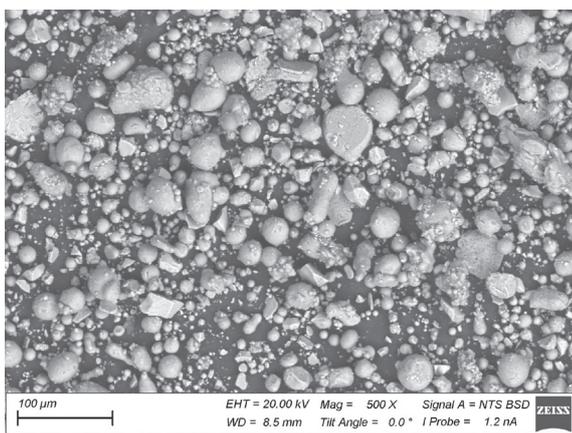
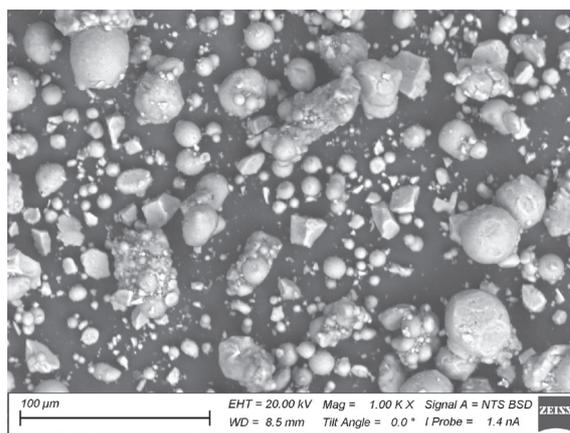


Рис. 4. Рентгеновская дифрактограмма образца порошка кремния с идентификацией фаз

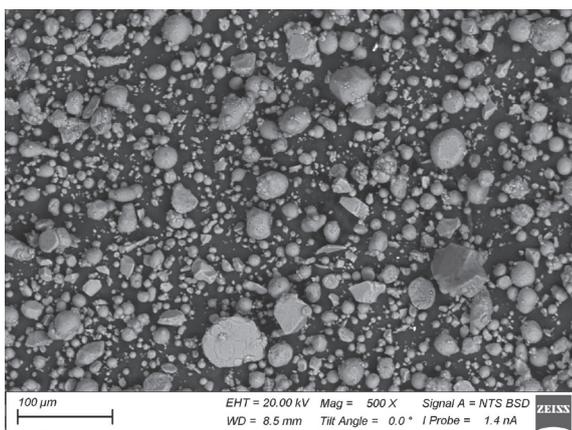
Fig. 4. X-ray diffraction pattern of a silicon powder sample with phase identification



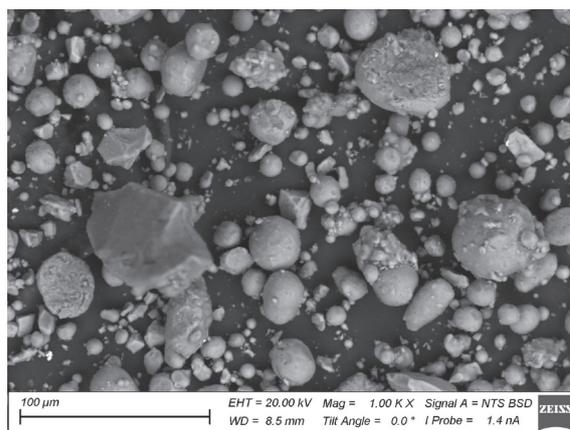
*a*



*б*



*в*



*г*

Рис. 5. РЭМ-изображения смеси порошков алюминия, магния и кремния после 1 часа механической активации (а, б) и после 2 часов механической активации (в, г)

Fig. 5. SEM microphotograph of a mixture of aluminum, magnesium and silicon powders after 1 hour of mechanical activation (a, б) and after 2 hours of mechanical activation (в, г)

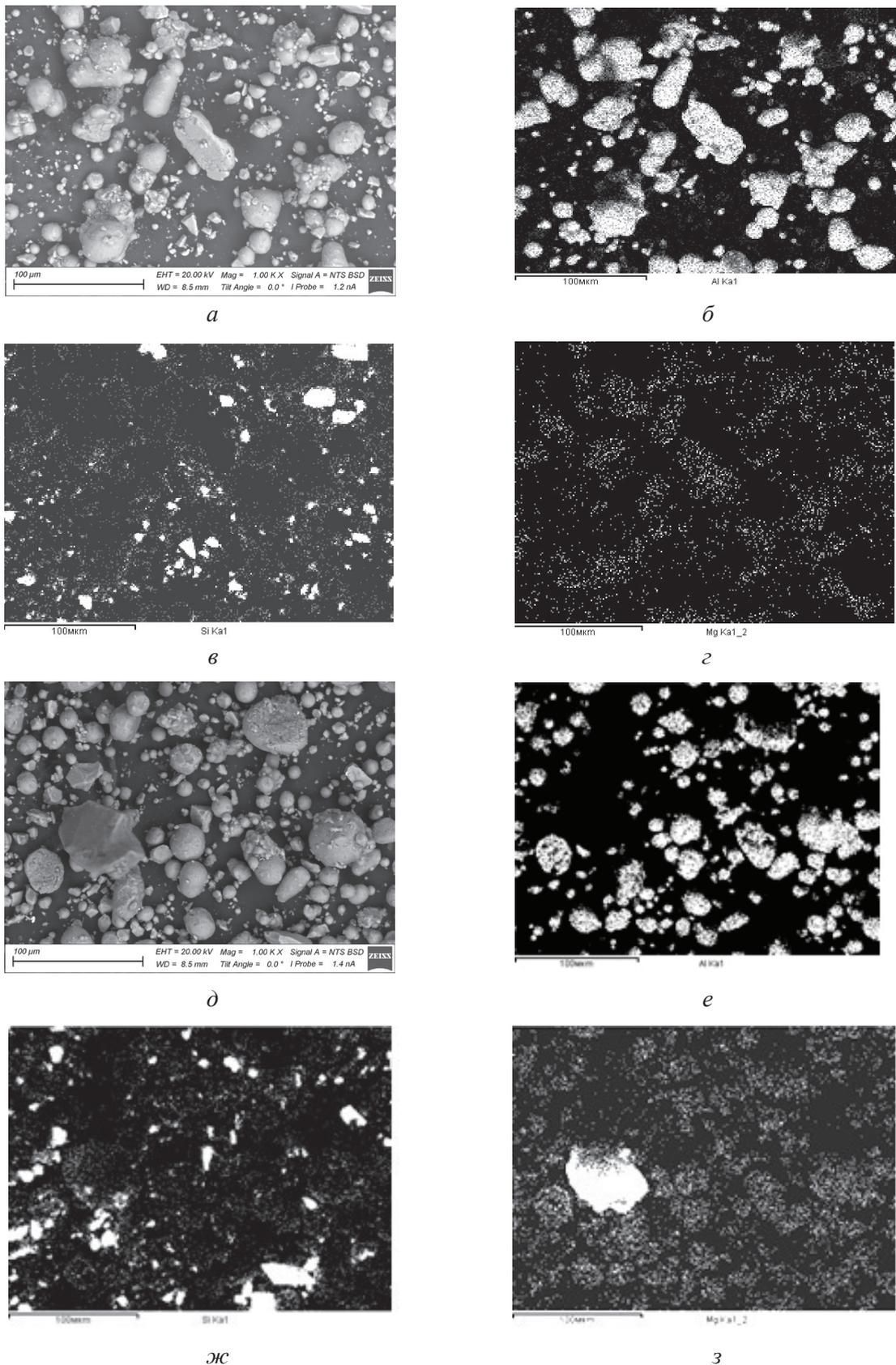


Рис. 6. РЭМ-изображения и карты распределения элементов (Al, Mg, Si) смеси порошков алюминия, магния и кремния после 1 часа механической активации (а–з) и после 2 часов механической активации (д–з)

Fig. 6. SEM microphotograph and element distribution maps of a mixture of aluminum, magnesium and silicon powders after 1 hour of mechanical activation (a–z) and after 2 hours of mechanical activation (d–z)

состава Al – 91 масс.%, Si – 8 масс. %, Mg – 1 масс. % в шаровой мельнице для формирования сплава в процессе селективного лазерного плавления был получен сферический порошок. Именно сферический порошок считают квалифицированным сырьем для процесса СЛП, поскольку эта форма частиц в процессе лазерного воздействия позволяет увеличить как плотность нанесения порошка, так и реологические характеристики.

На рис. 7 изображена рентгеновская дифрактограмма с выполненной идентификацией фаз образца порошка, полученного перемешиванием в течение одного часа. Фазовый состав представлен двумя фазами: Al и Si. Объемная доля фазы алюминия составила 90 %, кремния – 10 %. Фаза магния не наблюдается в силу малой его объемной доли в исследуемых порошках.

Выращивание образцов осуществлялось на установке селективного лазерного плавления ВАРИСКАФ100МВС. Механическое шлифование образцов показало, что образец, полученный на следующих режимах: постоянная мощность лазера – 80 Вт, скорость сканирования луча лазера – 300 мм/с, шаг сканирования 90 мкм, толщина слоя 25 мкм, имел самую высокую прочность. Образцы, полученные на постоянной мощности, при остальных неизменных параметрах режима показали лучшую прочность (рис. 8, а), чем образцы, полученные на импульсном режиме (рис. 8, б). В процессе шлифования они выкра-

шивались, анализ микроструктуры показал много нерасплавленного порошка. Поэтому далее принято решение проводить эксперименты только при постоянной мощности лазера.

Легирование порошков в лаборатории значительно увеличит количество материалов, которые могут быть применены в СЛП. Особенно они облегчат разработку составов новых сплавов, способных использовать уникальную динамику затвердевания, обусловленную процессом плавления, а также увеличат производительность. Однако для получения деталей с однородной структурой и свойствами крайне важно подготовить сырье с контролируемым составом, что является сложной задачей при смешивании разнородных элементарных порошков.

В этом исследовании для уменьшения склонности элементов порошка к сегрегации была оценена методика получения порошковой композиции *путем механического перемешивания*. В процессе перемешивания порошок мелкого размера смешивается с более крупным.

Процесс механического смешивания предлагает интересный новый подход к получению более однородного порошкового исходного сырья, который в принципе может облегчить исследования конструкции сплава для применения в СЛП и облегчает разработку новых составов сплавов, имеющих уникальную структуру. Для получения деталей с однородной структурой и свойствами

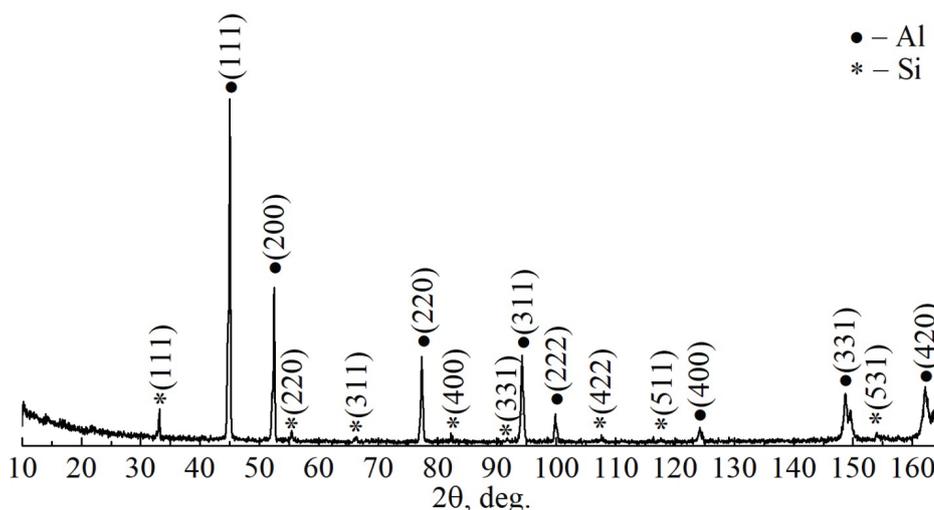


Рис. 7. Рентгеновская дифрактограмма с выполненной идентификацией фаз порошковой композиции Al-Si-Mg, полученной перемешиванием в течение 1 часа

Fig. 7. X-ray diffraction pattern with the phase identification of the Al-Si-Mg powder composition obtained by mixing for 1 hour

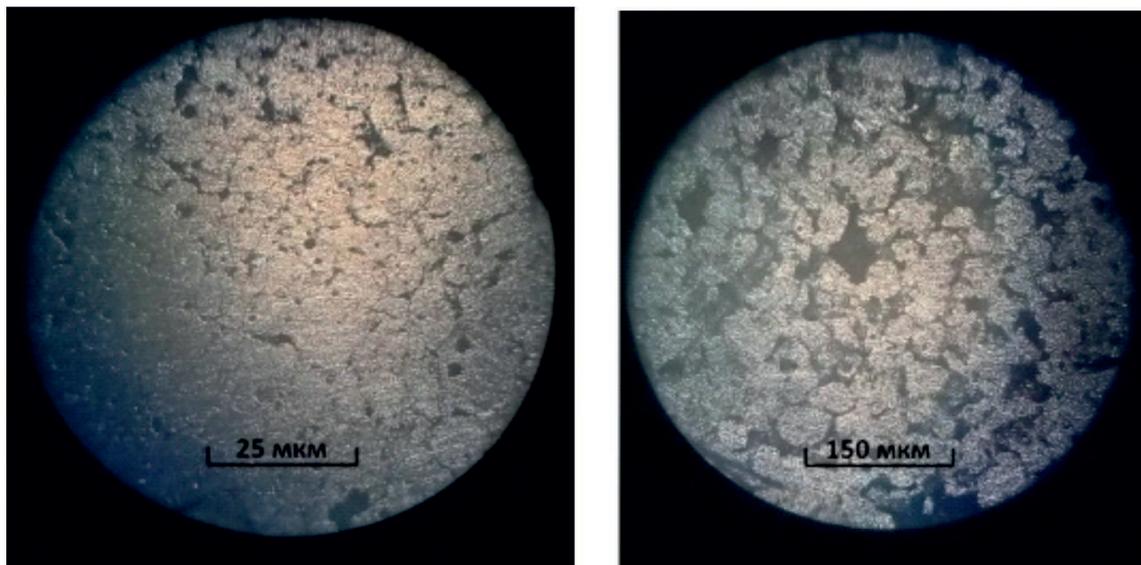

*a*
*б*

Рис. 8. Фотографии структур образцов, полученных методом СЛП из порошка после 1 часа механической активации, параметры режима:

$V = 300$  мм/с,  $s = 90$  мкм,  $h = 25$  мкм: *a* – постоянная мощность  $P = 80$  Вт; *б* – импульсный режим  $P = 100$  Вт,  $m = 5000$  Гц

Fig. 8. Photos of the structures of samples obtained by the SLM method from powder after 1 hour of mechanical activation, mode parameters:

$V = 300$  mm/s,  $s = 90$   $\mu$ m,  $h = 25$   $\mu$ m: *a* – constant power  $P = 80$  W; *б* – pulse mode  $P = 100$  W,  $m = 5000$  Hz

крайне важно подготовить сырье с контролируемым составом. Структура сплавов, полученных в процессе СЛП, отличается от структуры сплавов, образованных традиционными методами литья, с точки зрения размера зерна, морфологии роста и фазового образования из-за быстрых циклов нагрева и охлаждения.

В результате экстремальных скоростей охлаждения обычно формируются более мелкие зерна ( $\ll 1$  мкм) по сравнению с обычными методами затвердевания. Размеры зерен в деталях, образованных в процессе СЛП, можно контролировать путем изменения режимов процесса плавления, более высокая скорость сканирования и более низкая результирующая плотность энергии позволяют создавать более тонкие микроstructures. Увеличение скорости сканирования обеспечивает большую степень охлаждения в ванне расплава, что приводит к более высокой скорости затвердевания и замедлению роста зерен.

Результаты проведенных исследований показывают, что исходные порошки магния, кремния и алюминия однофазны. Возможно присутствие примесных фаз, доля которых не превышает 5 об. %.

Механическое легирование порошковой композиции (Al – 91 масс. %, Si – 8 масс. %, Mg – 1 масс. %) проведено посредством шаровой мельницы в течение одного часа в защитной среде аргона. Для смеси был взят порошок алюминия, кремния и магния размером 20...64 мкм. В порошковой композиции в процессе перемешивания образованы частицы сферической формы.

В последние годы было тщательно исследовано получение деталей методом СЛП за счет изменения режимов процесса: мощности лазера, скорости лазерного сканирования, размера луча, шага сканирования лазером. Настоящее исследование проводилось с использованием параметров процесса, приближающихся к такому оптимальному режиму плавления предварительно легированного Al-Si-Mg с гранулометрическим составом частиц 20...64 мкм.

Результаты поисковых экспериментов дали возможность увидеть, что образец, полученный на скорости 300 мм/с при механическом шлифовании, показал лучшую прочность. Описанное исследование обнаруживает возможность синтеза изделий из порошковой композиции алюминия, кремния и магния методом селективного

лазерного плавления, но для получения образцов с улучшенными механическими свойствами требуется проведение дополнительных поисковых экспериментов с варьированием скорости, диаметра луча лазера, изменения стратегии сканирования.

## Выводы

Проведены исследования исходных порошков алюминия ПА-4 ГОСТ 6058–73, кремния ГОСТ 2169–69 и магния МПФ–4 ГОСТ 6001–79 методами рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа, из которых видно, что порошки имеют однофазную структуру. Исследования растровых электронных изображений показали, что порошок алюминия представляет собой конгломераты из частиц неправильной формы размерами 1...20 мкм и более крупных частиц размерами 30...140 мкм. Однофазный порошок магния представлял собой смесь отдельных частиц с «чешуйчатой» структурой размерами в диапазоне 30...400 мкм. Элементный состав порошка соответствует магнию при наличии кислорода не более 2 мас. %. Однофазный порошок кремния состоял из конгломератов размером 0,5...45 мкм. Доля крупных конгломератов в порошке не превышала 15 об. %. Кроме того, в небольшом количестве присутствовали алюминий, титан, кальций и кислород (не более 4 %). Посредством перемешивания порошков в шаровой мельнице в течение одного и двух часов подготовлена порошковая композиция (Al – 91 масс.%, Si – 8 масс. %, Mg – 1 масс. %), которая применена для изготовления образцов.

Растровые электронные изображения смеси порошков алюминия, магния и кремния, полученные в результате съемки образцов после одного часа механической активации, показали, что порошок представлен сферическими и эллипсоидными частицами алюминия размером в диапазоне 1...40 мкм. Присутствуют также конгломераты из сферических частиц с размерами от 30 до 50 мкм. Частицы кремния в смеси порошков представлены в виде агломератов неправильной формы с размерами от 3 до 40 мкм. Частицы порошка магния распределены по всему объему порошка. Методом селективного лазерного плавления из порошковой композиции получены образцы на постоянном и импульсном

режиме. При постоянном режиме:  $P = 80$  Вт,  $V = 100$  мм/с,  $V = 200$  мм/с,  $V = 300$  мм/с,  $V = 400$  мм/с,  $s = 90$  мкм,  $h = 25$  мкм. Параметры импульсного режима:  $P = 100$  Вт,  $m = 5000$  Гц,  $V = 100$  мм/с,  $V = 200$  мм/с,  $V = 300$  мм/с,  $V = 400$  мм/с,  $s = 90$  мкм,  $h = 25$  мкм. Результаты поисковых экспериментов показали, что образец, полученный при постоянной мощности и скорости 300 мм/с, имеет наибольшую прочность и не выкрашивается при шлифовании.

Описанное исследование обнаруживает возможность синтеза изделий из порошковой композиции алюминия, кремния и магния методом селективного лазерного плавления, но для получения образцов с улучшенными механическими свойствами требуется проведение дополнительных поисковых экспериментов с варьированием скорости, диаметра луча лазера, изменения стратегии сканирования.

В статье технология механического смешивания порошков представлена как методология приготовления однородного сырья для СЛП. Исследования по смешиванию элементарных порошков вызывают растущий интерес в сообществе аддитивных технологий для получения новых материалов.

Для селективного лазерного плавления разработан перспективный алюминиевый сплав Al – 91 масс. %, Si – 8 масс. %, Mg – 1 масс. %. Материал позволяет формировать мелкодисперсную структуру с низким уровнем пористости.

## Список литературы

1. *Khajavi S.H., Partanen J., Hölmstrom J.* Additive manufacturing in the spare parts supply chain // *Computers in Industry.* – 2014. – Vol. 65. – P. 50–63.
2. Post heat treatment of additive manufactured AlSi10Mg: on silicon morphology, texture and small-scale properties / F. Alghamdi, X. Song, A. Hadadzadeh, B. Shalchi-Amirkhiz, M. Mohammadi, M. Haghshenas // *Materials Science and Engineering A.* – 2020. – Vol. 783. – P. 139296.
3. *Yadollahi A., Shamsaei N.* Additive manufacturing of fatigue resistant materials: challenges and opportunities // *International Journal of Fatigue.* – 2017. – Vol. 98. – P. 14–31.
4. Advances in laser additive manufacturing of Ti-Nb alloys: from nanostructured powders to bulk objects / M.A. Khimich, K.A. Prosolov, T. Mishurova, S. Evsevlev, X. Monforte, A.H. Teuschl, P. Slezak, E.A. Ibragimov, A.A. Saprykin, Z.G. Kovalevskaya,

A.I. Dmitriev, G. Bruno, Y.P. Sharkeev // *Nanomaterials*. – 2021. – Vol. 11 (5). – P. 1159.

5. Additive manufacturing of metallic components – process, structure and properties / T. Debroy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang // *Progress in Materials Science*. – 2018. – Vol. 92. – P. 112–224.

6. 3D printing of aluminum alloys: additive manufacturing of aluminum 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.

7. Fatigue of AlSi10Mg specimens fabricated by additive manufacturing selective laser melting (AM-SLM) / N.E. Uzan, R. Shneck, O. Yeheskel, N. Frage // *Materials Science and Engineering A*. – 2017. – Vol. 704. – P. 229–237.

8. Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting / N.T. Aboulkhair, N.M. Everitt, I. Ashcroft, C. Tuck // *Additive Manufacturing*. – 2014. – Vol. 1–4. – P. 77–86.

9. Mechanical behavior and strengthening mechanisms in ultrafine grain precipitation-strengthened aluminum alloy / K. Ma, H. Wen, T. Hu, T.D. Topping, D. Isheim, D.N. Seidman, E.J. Lavernia, J.M. Schoenung // *Acta Materialia*. – 2014. – Vol. 62. – P. 141–155.

10. Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals; physics, computational, and materials challenges / W.E. King, A.T. Anderson, R.M. Ferencz, N.E. Hodge, C. Kamath, S.A. Khairallah // *Applied Physics Reviews*. – 2015. – Vol. 2 (4). – P. 41304. – DOI: 10.1063/1.4937809.

11. Saprykina N.A., Saprykin A.A., Arkhipova D.A. Influence of shielding gas and mechanical activation of metal powders on the quality of surface sintered layers // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2016. – Vol. 125 (1). – P. 012016.

12. Comparison of microstructure and mechanical properties of Scalmetalloy® produced by selective laser

melting and laser metal deposition / M. Awd, J. Tenkamp, M. Hirtler, S. Siddique, M. Bambach, F. Walther // *Materials*. – 2017. – Vol. 11. – P. 1–17.

13. High power selective laser melting (HPSLM) of aluminum parts / D. Buchbinder, H. Schleifenbaum, S. Heidrich, W. Meiners, J. Bültmann // *Physics Procedia*. – 2011. – Vol. 12. – P. 271–278.

14. Effect of laser rescanning on the grain microstructure of a selective laser melted Al-Mg-Zr alloy / S. Griffiths, M.D. Rossell, J. Croteau, N.Q. Vo, D.C. Dunand, C. Leinenbach // *Materials Characterization*. – 2018. – Vol. 143. – P. 34–42.

15. Lu Z., Zhang L.J. Thermodynamic description of the quaternary Al-Si-Mg-Sc system and its application to the design of novel Sc-additional A356 alloys // *Materials and Design*. – 2017. – Vol. 116. – P. 427–437.

16. Zhang D. Processing of advanced materials using high-energy mechanical milling // *Progress in Materials Science*. – 2004. – Vol. 49. – P. 537–560.

17. Gu D., Wang H., Zhang G. Selective laser melting additive manufacturing of Ti-based nanocomposites: the role of nanopowder metal // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2014. – Vol. 45. – P. 464–476.

18. Selective laser melting of the Ti-(40–50) wt.% Nb alloy / Y.P. Sharkeev, A.I. Dmitriev, A.G. Knyazeva, A.Yu. Eroshenko, A.A. Saprykin, M.A. Khimich, E.A. Ibragimov, I.A. Glukhov, A.M. Mairambekova, A.Y. Nikonov // *High Temperature Material Processes*. – 2017. – Vol. 21 (2). – P. 161–183.

19. Selective laser melting of magnesium / A.A. Saprykin, Y.P. Sharkeev, N.A. Saprykina, E.A. Ibragimov // *Key Engineering Materials*. – 2020. – Vol. 839. – P. 144–149.

20. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms / D.D. Gu, W. Meiners, K. Wissenbach, R. Poprawe // *International Materials Reviews*. – 2012. – Vol. 57. – P. 133–164. – DOI: 10.1179/1743280411Y.0000000014.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

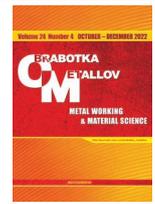
© 2022 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



## Obrabotka metallov -

## Metal Working and Material Science

Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Synthesis of a three-component aluminum-based alloy by selective laser melting

Natalia Saprykina<sup>1,a</sup>, Valentina Chebodaeva<sup>2,b</sup>, Alexandr Saprykin<sup>1,c</sup>, Yurii Sharkeev<sup>2,d</sup>,  
 Egor Ibragimov<sup>1,e</sup>, Taisiya Guseva<sup>1,f</sup>

<sup>1</sup> National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

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

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-6391-6345>,  [saprikina@tpu.ru](mailto:saprikina@tpu.ru), <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1980-3941>,  [vtina5@mail.ru](mailto:vtina5@mail.ru),

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-6518-1792>,  [sapraa@tpu.ru](mailto:sapraa@tpu.ru), <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-5037-245X>,  [sharkeev@ispms.tsc.ru](mailto:sharkeev@ispms.tsc.ru),

<sup>e</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-5499-3891>,  [egor83rus@tpu.ru](mailto:egor83rus@tpu.ru), <sup>f</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-3285-1673>,  [tsh2@tpu.ru](mailto:tsh2@tpu.ru)

#### ARTICLE INFO

##### Article history:

Received: 11 August 2022

Revised: 31 August 2022

Accepted: 21 September 2022

Available online: 15 December 2022

##### Keywords:

Selective laser melting

Metal powder

Powder morphology

Additive technologies

X-ray diffraction analysis

Scanning electron microscopy

Al-Si-Mg alloy

##### Funding

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

##### Acknowledgements

The authors are grateful to M.A. Khimich for assistance in conducting study. Research were partially conducted at core facility "Structure, mechanical and physical properties of materials".

#### ABSTRACT

**Introduction.** The technology of selective laser melting is one of the key technologies in *Industry 4.0*, which allows manufacturing products of any complex geometric shape, reducing significantly the amount of material used, reducing the lead time and obtaining a new alloy from elementary powders in the melting process. To understand the process of alloy formation under laser exposure, it is necessary to know the initial data of powders, which significantly affect the quality of the products obtained. **The purpose of this study** is to determine the requirements for the structural-phase state, elemental composition of aluminum, silicon and magnesium powders and further preparation of *Al-Si-Mg* (Al — 91 wt.%, Si — 8 wt.%, Mg — 1 wt.%) powder mixture for laser synthesis. The initial powders of aluminum *PA-4* (*GOST 6058-73*), silicon (*GOST 2169-69*) and magnesium *MPF-4* (*GOST 6001-79*) and powder composition *Al-Si-Mg* are studied using X-ray diffraction and X-ray phase analysis. The shape and sizes of particles are determined by the studies of raster electronic images. By the method of selective laser melting, samples are obtained from a powder composition under constant and pulsed laser exposure. The composition is prepared by mixing powders in a globe mill. **Results and discussion.** It is shown that the initial powders of aluminum, silicon and magnesium are single-phase. Particles with a size of 20–64 μm, recommended for selective laser melting, are used to obtain a powder composition. By mixing the powders for one hour, spherical particles are obtained, which is preferable for laser melting. The results of grinding the samples after laser melting showed that the samples obtained under constant laser exposure at the following mode parameters:  $P = 80$  W,  $V = 300$  mm/s,  $s = 90$  μm,  $h = 25$  μm have the greatest mechanical strength. **Conclusions.** The described study shows the possibility of synthesizing products from a powder composition of aluminum, silicon and magnesium by selective laser melting.

**For citation:** Saprykina N.A., Chebodaeva V.V., Saprykin A.A., Sharkeev Y.P., Ibragimov E.A., Guseva T.S. Synthesis of a three-component aluminum-based alloy by selective laser melting. *Obrabotka metallov (tehnologiya, 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. (In Russian).

#### References

1. Khajavi S.H., Partanen J., Hölmstrom J. Additive manufacturing in the spare parts supply chain. *Computers in Industry*, 2014, vol. 65, pp. 50–63.

##### \* Corresponding author

Saprykina Natalia A., Ph.D. (Engineering), Associate Professor  
 National Research Tomsk Polytechnic University,  
 30 Lenin Ave.,  
 634050, Tomsk, Russian Federation  
 Tel.: 8 (923) 49-72-483, e-mail: [saprikina@tpu.ru](mailto:saprikina@tpu.ru)

2. Alghamdi F., Song X., Hadadzadeh A., Shalchi-Amirkhiz B., Mohammadi M., Haghshenas M. Post heat treatment of additive manufactured AlSi10Mg: on silicon morphology, texture and small-scale properties. *Materials Science and Engineering A*, 2020, vol. 783, p. 139296.
3. Yadollahi A., Shamsaei N. Additive manufacturing of fatigue resistant materials: challenges and opportunities. *International Journal of Fatigue*, 2017, vol. 98, pp. 14–31.
4. Khimich M.A., Prosolov K.A., Mishurova T., Evsevlev S., Monforte X., Teuschl A.H., Slezak P., Ibragimov E.A., Saprykin A.A., Kovalevskaya Z.G., Dmitriev A.I., Bruno G., Sharkeev Y.P. Advances in laser additive manufacturing of Ti-Nb alloys: from nanostructured powders to bulk objects. *Nanomaterials*, 2021, vol. 11 (5), p. 1159.
5. Debroy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2018, vol. 92, pp. 112–224.
6. Aboulkhair N.T., Simonelli M., Parry L., Ashcroft I., Tuck C., Hague R. 3D printing of aluminum alloys: additive manufacturing of aluminum alloys using selective laser melting. *Progress in Materials Science*, 2019, vol. 106, p. 100578.
7. Uzan N.E., Shneck R., Yeheskel O., Frage N. Fatigue of AlSi10Mg specimens fabricated by additive manufacturing selective laser melting (AM-SLM). *Materials Science and Engineering A*, 2017, vol. 704, pp. 229–237.
8. Aboulkhair N.T., Everitt N.M., Ashcroft I., Tuck C. Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 2014, vol. 1–4, pp. 77–86.
9. Ma K., Wen H., Hu T., Topping T.D., Isheim D., Seidman D.N., Lavernia E.J., Schoenung J.M. Mechanical behavior and strengthening mechanisms in ultrafine grain precipitation-strengthened aluminum alloy. *Acta Materialia*, 2014, vol. 62, pp. 141–155.
10. King W.E., Anderson A.T., Ferencz R.M., Hodge N.E., Kamath C., Khairallah S.A. Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals; physics, computational, and materials challenges. *Applied Physics Reviews*, 2015, vol. 2 (4), p. 41304. DOI: 10.1063/1.4937809.
11. Saprykina N.A., Saprykin A.A., Arkhipova D.A. Influence of shielding gas and mechanical activation of metal powders on the quality of surface sintered layers. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 125 (1), p. 012016.
12. Awd M., Tenkamp J., Hirtler M., Siddique S., Bambach M., Walther F. Comparison of microstructure and mechanical properties of Scalmalloy® produced by selective laser melting and laser metal deposition. *Materials*, 2017, vol. 11, pp. 1–17.
13. Buchbinder D., Schleifenbaum H., Heidrich S., Meiners W., Bültmann J. High power selective laser melting (HPSLM) of aluminum parts. *Physics Procedia*, 2011, vol. 12, pp. 271–278.
14. Griffiths S., Rossell M.D., Croteau J., Vo N.Q., Dunand D.C., Leinenbach C. Effect of laser rescanning on the grain microstructure of a selective laser melted Al-Mg-Zr alloy. *Materials Characterization*, 2018, vol. 143, pp. 34–42.
15. Lu Z., Zhang L.J. Thermodynamic description of the quaternary Al-Si-Mg-Sc system and its application to the design of novel Sc-additional A356 alloys. *Materials and Design*, 2017, vol. 116, pp. 427–437.
16. Zhang D. Processing of advanced materials using high-energy mechanical milling. *Progress in Materials Science*, 2004, vol. 49, pp. 537–560.
17. Gu D., Wang H., Zhang G. Selective laser melting additive manufacturing of Ti-based nanocomposites: the role of nanopowder metall. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, vol. 45, pp. 464–476.
18. Sharkeev Y.P., Dmitriev A.I., Knyazeva A.G., Eroshenko A.Yu., Saprykin A.A., Khimich M.A., Ibragimov E.A., Glukhov I.A., Mairambekova A.M., Nikonov A.Y. Selective laser melting of the Ti-(40–50) wt.% Nb alloy. *High Temperature Material Processes*, 2017, vol. 21 (2), pp. 161–183.
19. Saprykin A.A., Sharkeev Y.P., Saprykina N.A., Ibragimov E.A. Selective laser melting of magnesium. *Key Engineering Materials*, 2020, vol. 839, pp. 144–149.
20. Gu D.D., Meiners W., Wissenbach K., Poprawe R. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms. *International Materials Reviews*, 2012, vol. 57, pp. 133–164. DOI: 10.1179/1743280411Y.0000000014.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.