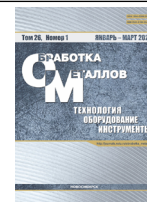




Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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







Оптимизация режимов селективного лазерного плавления порошковой композиции системы AlSiMg





Наталья Сапрыкина^{1, a, *}, Валентина Чебодаева^{2, b}, Александр Сапрыкин^{1, c}, Юрий Шаркеев^{2, d},
Егор Ибрагимов^{1, e}, Таусия Гусева^{1, f}

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

^a  <https://orcid.org/0000-0002-6391-6345>,  saprikina@tpu.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-1980-3941>,  vtina5@mail.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-6518-1792>,  sapraa@tpu.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0001-5037-245X>,  sharkeev@ispms.tsc.ru;

^e  <https://orcid.org/0000-0002-5499-3891>,  egor83rus@tpu.ru; ^f  <https://orcid.org/0000-0002-3285-1673>,  tsh2@tpu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.78

История статьи:

Поступила: 05 ноября 2023

Рецензирование: 24 ноября 2023

Принята к печати: 28 декабря 2023

Доступно онлайн: 15 марта 2024

Ключевые слова:

Селективное лазерное плавление

Металлический порошок

Пористость

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 за помощь в проведении исследований. В работе применялось оборудование ЦКП НМНТ ТПУ.

АННОТАЦИЯ

Введение. В настоящее время для аддитивного производства разрабатываются новые порошковые системы на основе алюминия. Работы ученых направлены на всесторонние исследования получения порошков, оптимизацию условий для получения сплава и формирования трехмерных образцов с минимальной пористостью и отсутствием растрескивания в процессе селективного лазерного плавления. **Целью данной работы** является синтез композитного порошка околосферической формы AlSiMg (Al – 91 масс.%, Si – 8 масс.%, Mg – 1 масс.%) из порошков алюминия ПА-4 (ГОСТ 6058–22), кремния (ГОСТ 2169–69) и магния МПФ-4 (ГОСТ 6001–79), изначально не предназначенных для технологии селективного лазерного плавления, и оптимизация режимов селективного лазерного плавления для получения сплава и формирования трехмерных образцов с минимальной пористостью и отсутствием растрескивания. Для создания порошковой композиции методом ситового анализа были отобраны порошки размером от 20 до 64 мкм и подвержены механическому перемешиванию в шаровой мельнице в защитной среде аргона в течение одного часа. **Методами исследования** являются методы рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа, просвечивающей электронной микроскопии, а также механические испытания микротвердости. Исследования порошковой композиции после механического перемешивания показали, что смешанный порошок алюминия, кремния и магния представляет собой конгломераты из сферических частиц овальной и неправильной формы. **Результаты и обсуждения.** Оптимальными режимами для получения образца с минимальной пористостью 0,03 % и микротвердостью 1291 МПа являются режимы селективного лазерного плавления: $P = 90$ Вт, $V = 225$ мм/с, $S = 0,08$ мм, $h = 0,025$ мм. Проведенное исследование показывает возможность синтеза изделий из металлических порошков, не приспособленных к обработке методом селективного лазерного плавления, и получения сплава с новыми механическими свойствами в процессе лазерного воздействия.

Для цитирования: 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.

*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

Введение

Сплавы на основе алюминия благодаря своему легкому весу, прочности, пластичности и хорошей коррозионной стойкости широко применяются во многих отраслях машиностроения [1, 2].

Алюминий почти в три раза легче стали и является третьим по распространенности элементом на Земле. Традиционными способами получения деталей из алюминиевых сплавов являются литье под давлением, в кокиль и песчано-глинистые формы [2].

В последние годы аддитивные технологии (АТ) совершают революцию в обрабатывающей промышленности, позволяя изготавливать детали сложной геометрической формы непосредственно из трехмерного чертежа [3, 4]. Программное обеспечение рассекает 3D-объект на слои толщиной от 20 до 100 мкм, в то время как лазер сплавляет их слой за слоем, двигаясь по заданной траектории. Наиболее распространенной технологией послойного получения деталей из металлических порошков является технология селективного лазерного плавления (СЛП, SLM).

Анализ литературы показывает, что этим методом получены сплавы на основе железа, титана, кобальта и никеля с механическими свойствами намного выше, чем у сплавов, изготовленных традиционными методами [5, 6]. В сплавах на основе алюминия, полученных по технологии СЛП, легко образуются структурные дефекты, которые приводят к возникновению сильного растрескивания. Ученые предлагают различные способы для их устранения. В исследовании [7] растрескивание предотвращено за счет снижения скорости охлаждения во время процесса СЛП и уменьшения теплопередачи от деталей к платформе. Koutny et al. [8] исследовали влияние параметров процесса СЛП (мощности лазера, скорости сканирования, стратегии сканирования и нагрева платформы) на относительную плотность и механические свойства образцов, полученных из сплава 2618 (сплав AlCuMnMgAg) [3]. В процессе эксперимента из-за высокой разницы температур во время затвердевания между твердой и жидкой фазами образцов наблюдалось образование трещин. Уменьшение теплового градиента за счет построения опорных элементов приводит к снижению количества трещин. Нагрев платформы до

400 °С и более низкая скорость сканирования не могли улучшить качество образцов и вызывали газовую пористость. В исследовании Reschetnik et al. сказано о низких механических свойствах деталей из сплава 7075 (AlZn5,5MgCu), изготовленных методом SLM [9]. Причиной пониженных механических свойств являются растрескивания, которые возникают при затвердевании. Авторами было предложено изменить режимы плавления (мощность лазера, шаг сканирования и скорость сканирования) и последующую термообработку для улучшения механических свойств.

В настоящее время разрабатываются новые системы на основе алюминия специально для аддитивного производства. В статье [10] решили проблему растрескивания образцов из алюминиевого сплава 6061 (AlMgSiFeCuMnCrZnTi) путем введения в сплав оксида циркония как центров кристаллизации. В литературе также описано, что легкий элемент магний значительно повышает прочность алюминиевой матрицы за счет механизма твердого упрочнения, в то время как скандий повышает прочность алюминиевой матрицы за счет измельчения зерна [11, 12].

Учитывая значительный рост количества алюминиевых порошков, используемых в аддитивном производстве, Алюминиевая ассоциация разработала систему регистрации алюминиевых сплавов, известную как Purple Sheets [13]. На сегодняшний день цены на коммерчески доступные порошки алюминиевых сплавов для СЛП находятся в диапазоне 40–80 долл. США за 1 кг, для сплавов AlSiMg – до 200 долл. США за 1 кг. Качество и сферическая форма порошка также влияют на цену: порошки, полученные плазменным распылением, обычно стоят дороже, чем порошки, распыленные газом [14, 15]. Из-за этого в настоящее время стоимость деталей, полученных методом СЛП, гораздо выше, чем изготовленных традиционными способами. Для снижения стоимости изделий и экономии материала не сплавленный порошок можно применять повторно [14, 15], хотя вторично используемые порошки включают в себя сажу, продукты горения и окисления, что приводит к ухудшению механических свойств деталей [14, 16].

Растущее количество сплавов, в настоящее время зарегистрированных в Purple Sheets [13], свидетельствует о том, что существует спрос на

широкий спектр алюминиевых сплавов для аддитивного производства.

Отмечается, что оптимальные параметры обработки особенно важны для широкого применения в промышленности алюминиевых сплавов, полученных методом СЛП [17]. Это происходит главным образом потому, что порошок алюминия обладает высокой отражательной способностью и высокой теплопроводностью, что снижает лазерное поглощение порошка [18, 19]. Кроме того, образование оксидных слоев на ванне расплава способствует образованию пористости [16]. Наличие пор и дефектов в деталях, изготовленных методом SLM, обычно ухудшает механические свойства изделий.

Целью настоящей работы является синтез композитного порошка околосферической формы AlSiMg (Al – 91 масс.%, Si – 8 масс.%, Mg – 1 масс.%) из порошков алюминия ПА-4 (ГОСТ 6058–22), кремния (ГОСТ 2169–69) и магния МПФ-4 (ГОСТ 6001–79), изначально не предназначенных для технологии селективного лазерного плавления, и оптимизация режимов селективного лазерного плавления для получения сплава и формирования трехмерных образцов с минимальной пористостью и отсутствием растрескивания [20]. Для достижения поставленной цели необходимо решение следующих задач: получение порошковой композиции из смеси однокомпонентных порошков с ча-

стицами околосферической формы; определение структурного и фазового состава полученной композиции порошков методами сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа; формирование образцов посредством технологии селективного лазерного плавления; определение оптимальной плотности энергии для обеспечения минимальной пористости образцов; выполнение отжига образцов; определение микротвердости образцов до и после отжига; исследование структурно-фазового состава образца методом просвечивающей микроскопии.

Методика исследований

Для получения порошковой композиции AlSiMg однокомпонентные порошки алюминия, кремния и магния были подвержены ситовому анализу. Частицы размером 20–64 мкм являются оптимальными для технологии селективного лазерного плавления. Распределение фракционного состава порошка алюминия ПА-4 представлено на рис. 1.

Рентгеноструктурный и рентгенофазовый анализ выполнен на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 («Буревестник», Россия). Сканирующая электронная микроскопия проведена на растровом электронном микроскопе LEO EVO в ЦКП «Нанотех» [20].

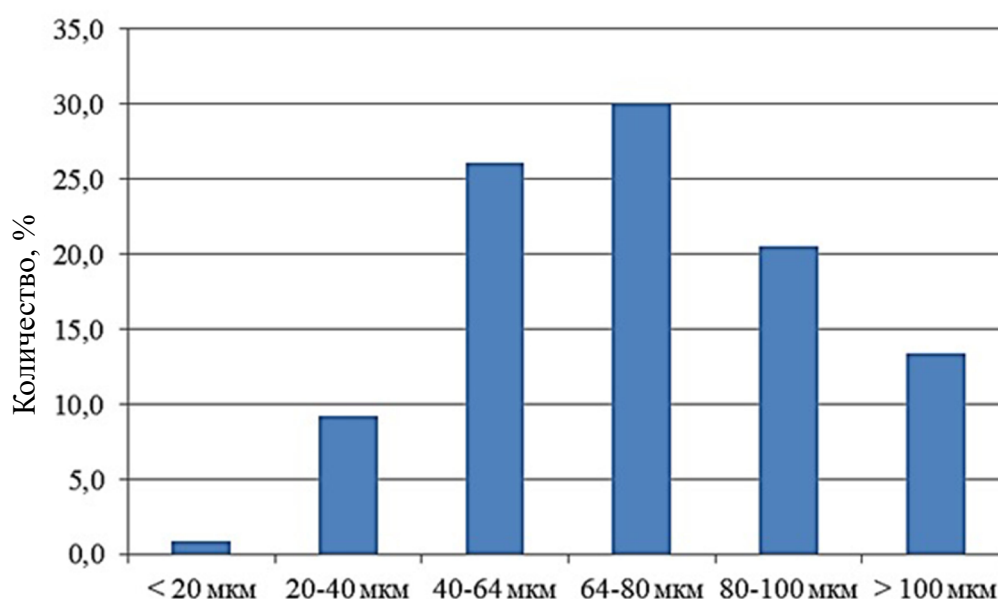


Рис. 1. Распределение фракционного состава порошка ПА-4 (ГОСТ 6058–22)

Fig. 1. Particle size distribution of PA-4 powder (GOST 6058–22)

Результаты и обсуждения

Образцы размером $10 \times 10 \times 2$ мм изготовлены на 3D-принтере ВАРИСКАФ-100МВС, который оснащен иттербиевым волоконным лазером мощностью 100 Вт. В качестве первого изменяемого фактора СЛП была выбрана скорость сканирования (V) 225, 250, 275, 300 мм/с, второго – шаг сканирования (S) 0,09, 0,08, 0,07 мм. Мощность непрерывного лазерного излучения (P) составляла 90 Вт, толщина слоя порошка (h) – 0,025 мм, в качестве защитной среды использовался аргон, температура рабочего стола в начале цикла СЛП составляла $+25$ °С. Затем образцы были подвергнуты шлифованию и полированию на алмазных пастах со снятием верхнего слоя около 400 мкм. Пористость определялась как средняя по девяти оптическим изображениям поверхности шлифа. Отжиг образцов осуществлялся при температуре 400 °С в течение 5 ч.

Испытание микротвердости полированных образцов проводили на установке модели Duramin 5 с приложенной нагрузкой 50 г и временем выдержки 10 с. Для достижения средних показаний был выбран режим измерения по 10 точкам в продольном и поперечном сечениях.

Исследования структурно-фазового состояния образца выполнены на просвечивающем электронном микроскопе JEOL JEM-2100.

Порошки с размером частиц 20–64 мкм были соединены в весовой пропорции Al – 91 масс.%, Si – 8 масс.%, Mg – 1 масс.%, а затем подвержены перемешиванию в шаровой мельнице в течение одного часа в защитной среде аргона для предотвращения формирования оксидов и нежелательного влияния кислорода на структуру и фазовый состав получаемого порошка [20]. Поисковые эксперименты показали, что время механического легирования, равное 40 и 50 мин, недостаточно для получения окосферической формы. Поэтому все дальнейшие исследования проведены с порошковой композицией, подвергнутой часовой активации.

Ниже приводится краткое описание результатов при работе с рентгеновскими дифрактограммами образцов порошка AlSiMg, который был получен механическим перемешиванием в шаровой мельнице, работающей по принципу «пьяная бочка», в течение одного часа.

Рентгеновская дифракция показывает идентификацию фаз алюминия, кремния и магния (рис. 2). Установлен фазовый состав алюминия – 91 %, кремния – 8 % и магния – 1 %.

Растровые электронные изображения перемешанного порошка алюминия, кремния и магния приведены на рис. 3. Порошковая ком-

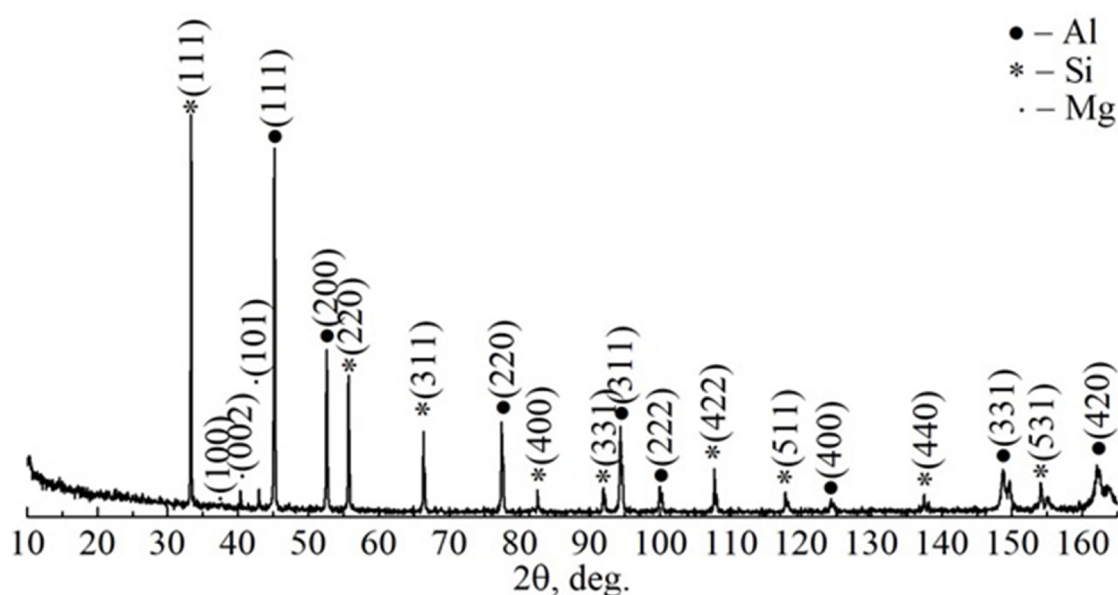


Рис. 2. Рентгеновская дифрактограмма образца порошка AlSiMg, полученного перемешиванием в течение одного часа

Fig. 2. X-ray diffraction pattern of a specimen of AlSiMg powder obtained by stirring for 1 hour

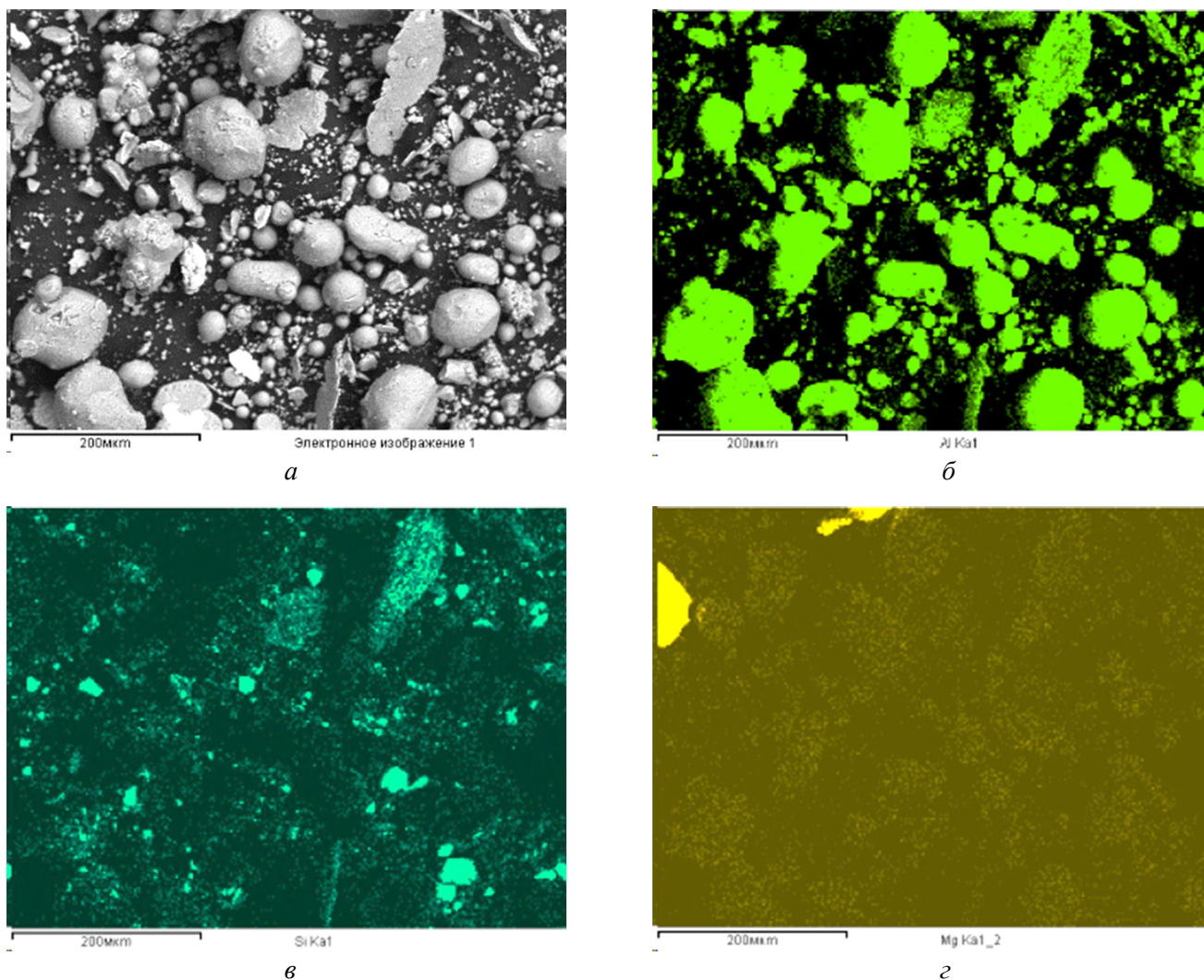


Рис. 3. РЭМ-изображения (а) и карты распределения элементов Al (б), Si (в), Mg (г) после одного часа механоактивации

Fig. 3. SEM images (a) and distribution maps of the elements Al (б), Si (в), Mg (г) after 1 hour of mechanical activation

позиция представляет собой конгломераты из частиц околосферической формы и сателлитов неправильной формы с размером частиц от 1 до 170 мкм (рис. 3, а). Элементный состав частиц: алюминий (90,3 масс.%), кремний (8,4 масс.%) и магний (1,3 масс.%).

Увеличенное изображение на рис. 3, а показывает частицы порошка преимущественно с гладкой поверхностью, мелкозернистой структурой и некоторыми мелкими сателлитными порошками, частично приплавленными к поверхности более крупных частиц. Метод картирования позволил определить равномерное распределение частиц порошка алюминия в виде крупных и мелких конгломератов по всему объему смеси (рис. 3, б). Из анализа карты распределения

сделан вывод, что алюминий имеет наибольшую долю в смеси порошков. Порошок кремния распределен по объему порошковой смеси неоднородно и представляет собой отдельные мелкие частицы размером от 5 до 20 мкм, а также представлен в виде налета более мелких частиц на поверхности алюминия. Кремния в объеме порошковой смеси представлено наименьшее количество, что видно на соответствующей карте распределения (рис. 3, в).

Кроме того, указанный факт подтверждает проведенный элементный энергодисперсионный микроанализ. Содержание магния в объеме порошковой смеси не превышает 1,3 масс.% и 1,5 ат.%. При этом алюминия в составе порошка 90,3 масс.% и 90,8 ат.%, а кремния – 8,4 масс.% и 7,7 ат.%.

Получение образцов из композитного порошка реализовано на установке ВАРИСКАФ-100МВС. По результатам поисковых экспериментов для дальнейшего исследования были выбраны следующие изменяемые параметры режима: скорость сканирования 225, 250, 275, 300 мм/с с шагом сканирования 0,09, 0,08, 0,07 мм при неизменных параметрах мощности непрерывного лазерного излучения 90 Вт, толщины слоя порошка 0,025 мм; защитная среда – аргон, температура рабочего стола в начале цик-

ла СЛП составляла +25 °С. Были изготовлены образцы размером 10×10×2 мм. При скорости сканирования 300 мм/с поверхность образцов показала увеличение пористости, поэтому при 350 мм/с эксперименты не проводились.

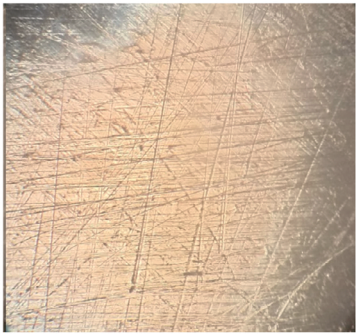
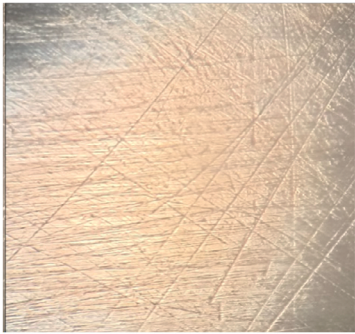
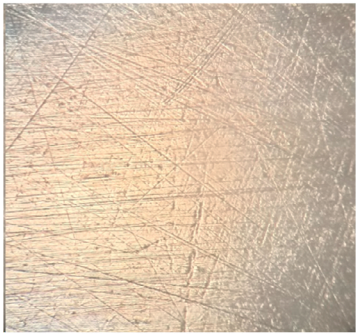
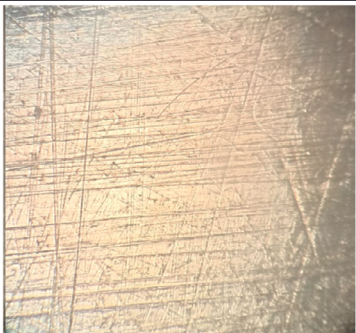



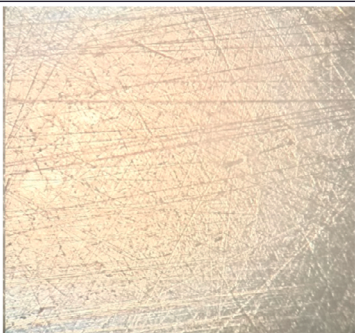
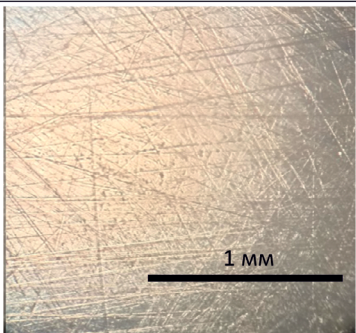
В таблице представлены фотографии структуры образца с минимальной пористостью 0,03 %, который изготовлен на следующих режимах СЛП: $P = 90$ Вт; $V = 225$ мм/с; $S = 0,08$ мм; $h = 0,025$ мм; $t = 25$ °С. Пористость находилась как среднее значение девяти измерений.

Значения пористости, определенные по фотографии структуры образца, полученного методом СЛП из композиции порошков на режимах СЛП: $P = 90$ Вт; $V = 225$ мм/с;

$S = 0,08$ мм; $h = 0,025$ мм; $t = 25$ °С

Porosity values determined from a photograph of the structure of a specimen obtained by SLM from a composition of powders in SLM modes: $P = 90$ W; $V = 225$ mm/s;

$S = 0.08$ mm; $h = 0.025$ mm; $t = 25$ °C

		
0,04	0,01	0,02
		
0,06	0,01	0,02
		
0,05	0,04	0,03
Среднее значение пористости 0,03 %, плотность энергии $E = 200$ Дж/мм ³		

Аналогично определена пористость при скорости перемещения лазера $V = 250, 275, 300$ мм/с.

На рис. 4 показаны зависимости пористости образцов от скорости и шага сканирования, полученные на следующих режимах СЛП: $P = 90$ Вт; $h = 0,025$ мм; $t = 25$ °С.

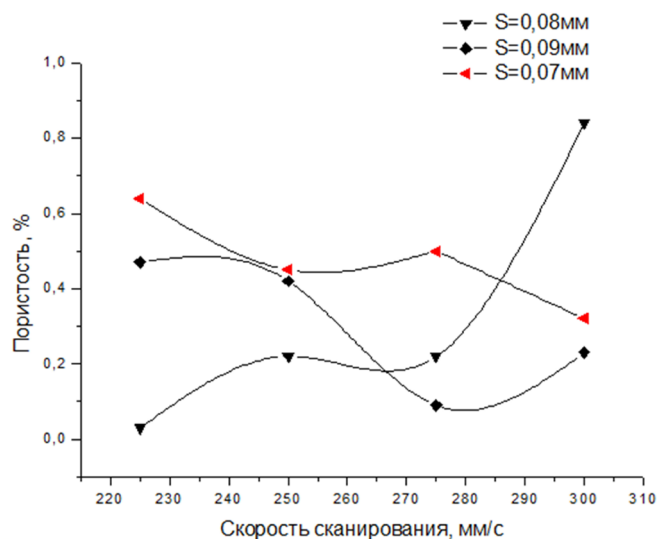


Рис. 4. График зависимости среднего значения пористости от скорости и шага сканирования образцов, полученных на режимах СЛП:

$P = 90$ Вт; $h = 0,025$ мм; $t = 25$ °С

Fig. 4. Plot of the dependence of the average porosity value against the scanning speed and step of specimens obtained in SLM modes:

$P = 90$ W; $h = 0.025$ mm; $t = 25$ °C

На рис. 5 представлены РЭМ-изображения и элементное картирование образцов, полученных из смешанных порошков алюминия, магния и кремния. По картам распределения алюминия, магния и кремния видно, что элементы в матрице распределены однородно по всей поверхности образцов.

В результате исследования элементного состава было выявлено, что элементы в образце распределены следующим образом: алюминий – 90,5 масс.% и 91 ат.%; кремний – 7,8 масс.% и 8 ат.%; магний – 1,7 масс.% и 1 ат.%.

Анализ проведенных исследований показывает, что перемешивание порошков в процессе механоактивации способствует созданию объемных образцов методом лазерного селективного сплавления с однородным распределением элементов порошка (алюминий, кремний и магний).

На рис. 6 представлены результаты испытаний микротвердости, измеренной по десяти точкам в продольном и поперечном сечении образца, которые показывают, что образец имеет среднее значение микротвердости в продольном сечении 1291 МПа, а в поперечном сечении 1243 МПа. Отклонения значений не превышают 5 %.

Для снижения остаточных напряжений подобраны режимы и выполнен отжиг образцов при температуре 400 °С в течение 5 ч.

РЭМ-изображения образцов после отжига показывают, что поверхность характеризуется однородной морфологией без видимых дефектов (рис. 7). Отжиг образцов приводит к уплотнению структуры поверхности образцов.

На рис. 8 приведены РЭМ-изображения и карты распределения элементов (Al, Mg, Si) образцов, полученных после отжига. Алюминий и магний во всех образцах распределены однородно. При этом кремний в образцах распределен в виде мелких частиц с размером менее 5 мкм.

Элементный состав показал, что элементы в образце распределены следующим образом: алюминий – 88,6 масс.% и 88,2 ат.%; кремний – 9,9 масс.% и 9,5 ат.%; магний – 1,5 масс.% и 2,3 ат.%.

Определение микротвердости образца после отжига показало значение 722 МПа в продольном сечении и 710 МПа в поперечном сечении. Уменьшение микротвердости почти в два раза при термообработке строго зависит от микроструктурных изменений. Во всех рассмотренных работах отмечается снижение прочности после термообработки, которое становится более интенсивным с увеличением температуры или продолжительности термообработки. Эти изменения механического поведения совершенно непосредственно следуют из постепенного уменьшения пересыщения матрицы α -Al, разрыва сетки Si и непрерывного роста относительно крупных частиц Si.

Исследования структурно-фазового состояния образца выполнены на просвечивающем электронном микроскопе JEOL JEM-2100, они показали, что исследуемый образец имеет зеренную структуру, как видно на рис. 9. На исследуемом образце в области, доступной для исследования, при используемых увеличениях микроскопические поры не выявляются.

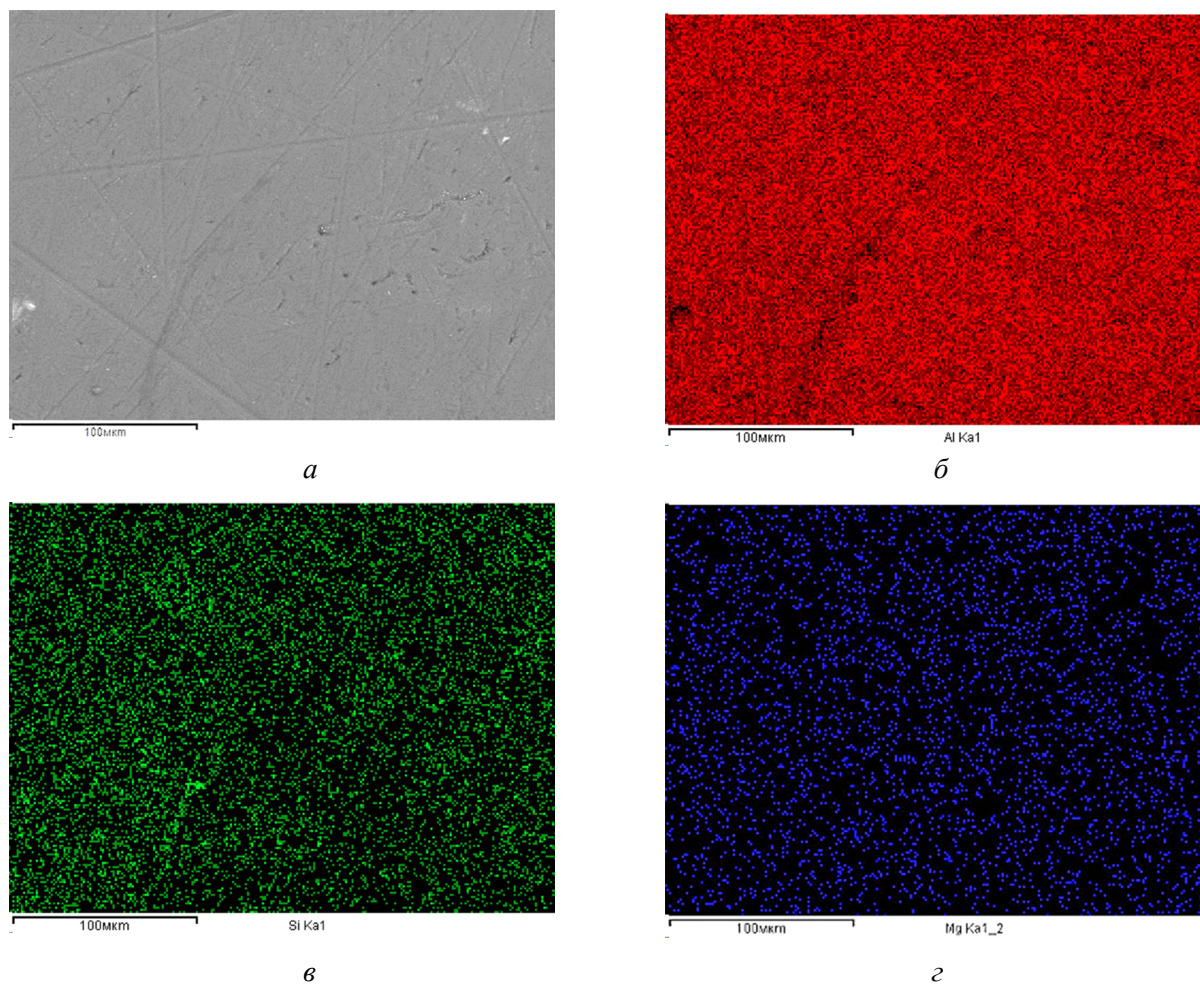


Рис. 5. РЭМ-изображения поверхности образца (а), сформированного методом СЛС из порошка AlSiMg, и карты распределения элементов Al (б), Si (в), Mg (г)

Fig. 5. SEM images of the surface of the specimen (a), formed by SLS from AlSiMg powder and distribution maps of the elements Al (b), Si (в), Mg (г)

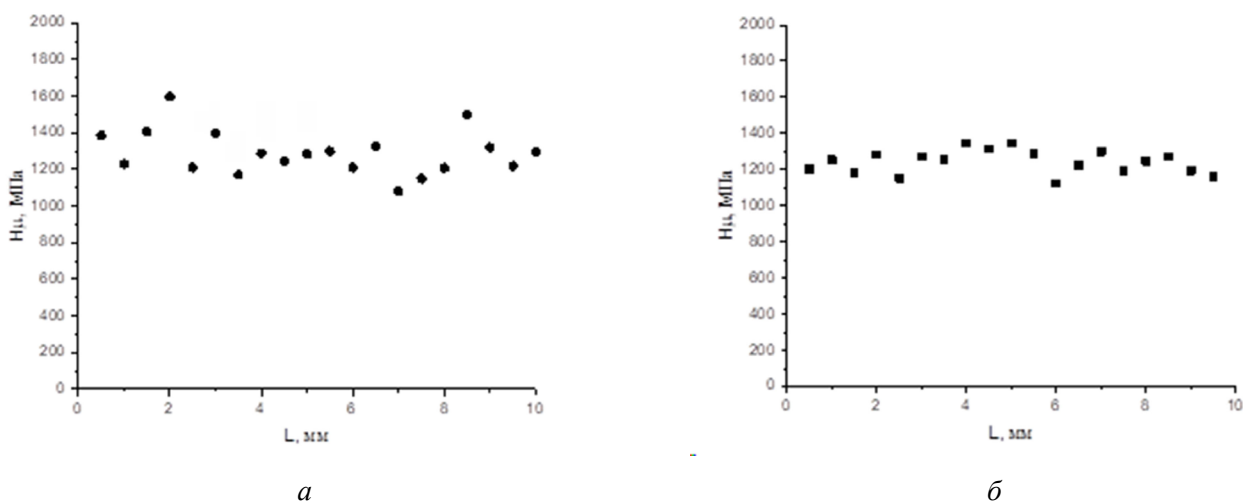
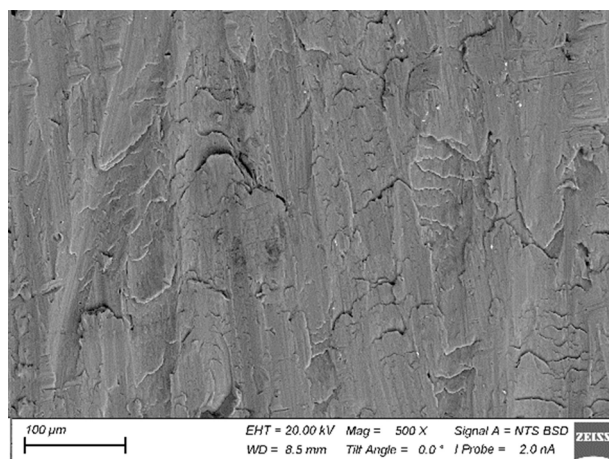
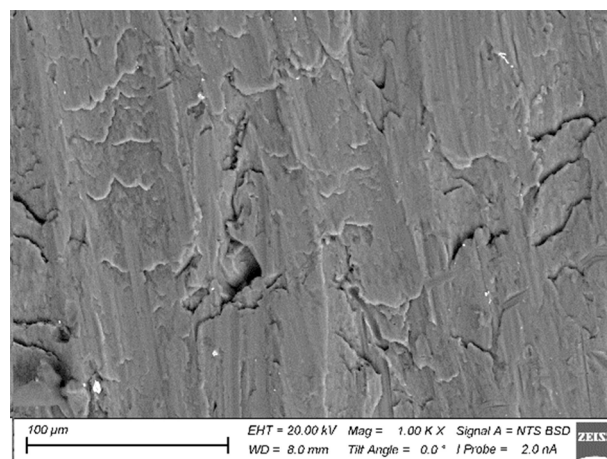


Рис. 6. Распределение микротвердости по образцу AlSiMg: в продольном сечении образца (а); в поперечном сечении (б)

Fig. 6. Microhardness distribution over the AlSiMg specimen: in the long section of the specimen (a); in the cross section of the specimen (б)



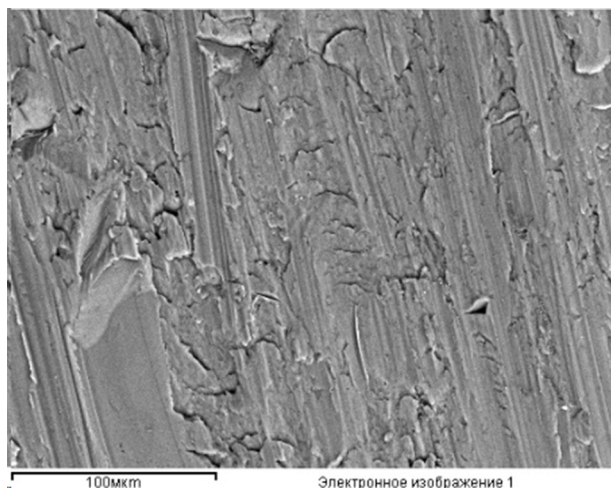
a



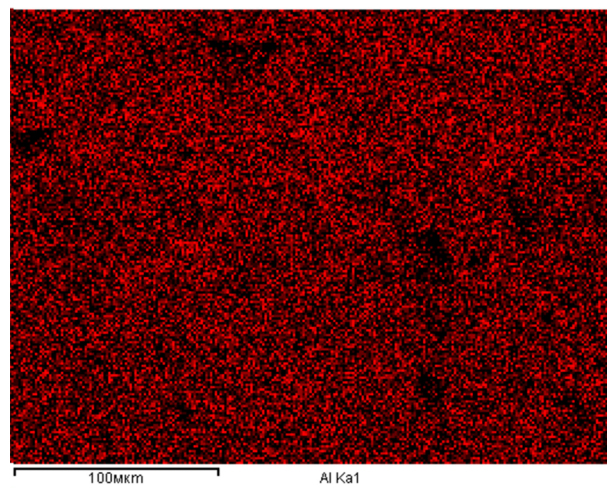
б

Рис. 7. РЭМ-изображения образцов до отжига (*a*) и после отжига (*б*)

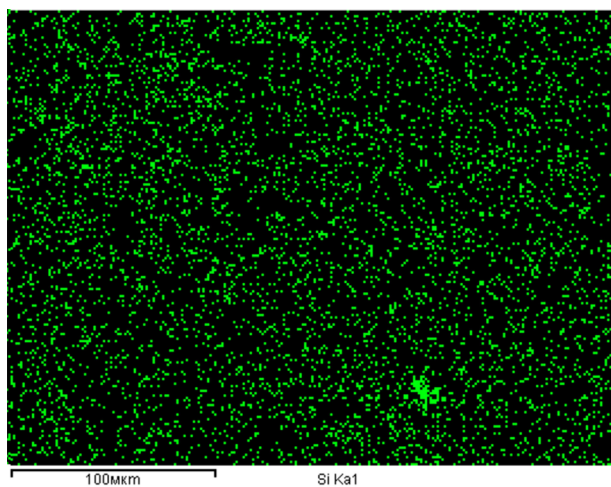
Fig. 7. SEM images of specimens before annealing (*a*), after annealing (*б*)



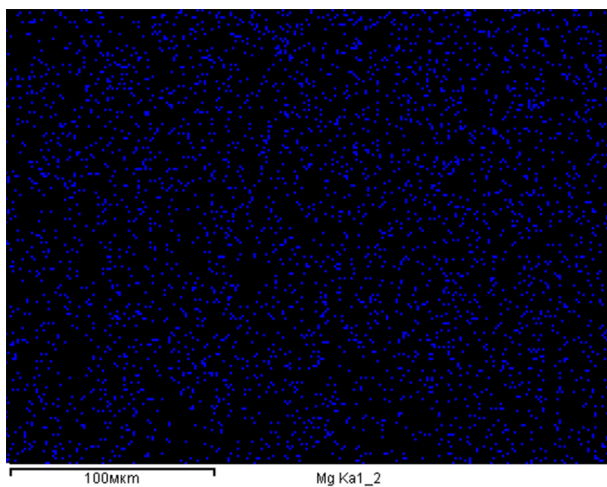
a



б



б



б

Рис. 8. РЭМ-изображения и карты распределения элементов (Al, Mg, Si) образцов после отжига

Fig. 8. SEM images and distribution maps of elements (Al, Mg, Si) of specimens after annealing

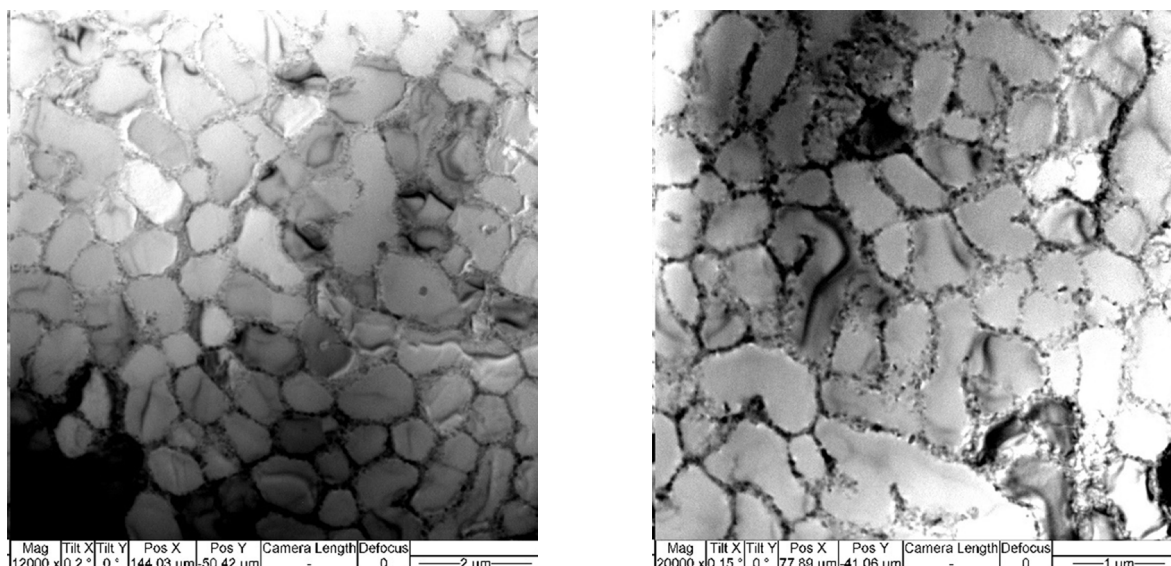


Рис. 9. Светлопольные изображения на различных участках образца

Fig. 9. Light-field images on various parts of the specimen

Настоящая работа показала, что для селективного лазерного плавления можно использовать предварительно подготовленные порошковые материалы не сферической формы. Экспериментально доказано формирование трехмерных образцов с минимальной пористостью и отсутствием растрескивания методом СЛП из порошков алюминия ПА-4 (ГОСТ 6058–22), кремния (ГОСТ 2169–69) и магния МПФ-4 (ГОСТ 6001–79), изначально не предназначенных для технологии селективного лазерного плавления, при определенных режимах. Сплав AlSiMg хорошо обрабатывается с помощью СЛП в пределах установленных режимов обработки, где построенные образцы могут достигать плотности материала более 99,7 % без растрескивания при затвердевании или крупных металлургических дефектов.

При взаимодействии лазера с порошковой композицией в процессе быстрого расплавления и затвердевания на поверхности образца происходит ряд сложных физических и химических явлений, таких как поглощение и рассеяние лазерной энергии, теплообмен, фазовый переход и течение расплава. Термодинамическое и кинетическое поведение ванны расплава можно изменить, регулируя параметры обработки. В работе установлены оптимальные режимы обработки: мощность лазера 90 Вт, скорость сканирования 225 мм/с, шаг сканирования 0,08 мм для изготовления изделий из порошковой композиции

с размером порошка алюминия от 20 до 64 мкм. Анализ пористости выявил область высокой консолидации без существенных металлургических дефектов. Снижение мощности лазера приводит к снижению энергозатрат, что является причиной неравномерного затвердевания поверхности из-за низкой смачиваемости алюминия. Жидкой фазы недостаточно для заполнения трещин [17, 21]. Для быстрого распространения тепла и охлаждения из-за высокой теплопроводности и отражательной способности алюминия требуется высокая мощность [19]. Ее увеличение до 90 Вт и выше позволяет улучшить смачиваемость порошка и снизить динамическую вязкость расплавленного материала на основе алюминия [22]. В результате этого жидкий расплав заполняет поры и происходит уплотнение структуры, что приводит к оптимальному сплавлению.

Скорость сканирования является вторым важным параметром режима СЛП, ее повышение позволяет значительно сократить время изготовления изделия. В экспериментах с рассматриваемой порошковой композицией ее увеличение до 300 мм/с снижает воздействие лазерной энергии на обрабатываемый слой порошка и его смачиваемость, вследствие чего происходит постепенное увеличение пористости.

Назначение скорости сканирования менее 225 мм/с и мощности лазера более 90 Вт приводит к увеличению эффекта теплопроводности, но увеличивает время охлаждения; происхо-

дит длительное взаимодействие между лазером и металлическим порошком при низкой скорости сканирования и высокой мощности, и образуются поры [23]. Кроме того, увеличение мощности лазера и снижение скорости сканирования повышает испарение расплавленных низкотемпературных материалов, что приводит к изменению пропорции элементов сплава, уменьшает стабильность получаемых треков сплавления и влияет на дисперсионное упрочнение [24]. В результате в конце дорожек лазерного сканирования возникают круглые поры, заполненные парами или газами [17], которые захватываются ванной расплава из-за неравновесного конвекционного потока, связанного со сверхвысокими затратами энергии.

Для образцов, построенных при оптимальных режимах из порошковой композиции с размером порошка алюминия от 20 до 64 мкм, затраты энергии лазера были достаточными для достижения полного плавления металлического порошка, что выразилось в высокой консолидации с общим уровнем пористости менее 1 %. Во всех образцах отсутствовали трещины.

Чтобы отразить совокупное влияние мощности лазера, скорости сканирования, шага сканирования и толщины слоя на плотность материала, рассчитан энергозатрат E_V , который определяется по следующей формуле [25]:

$$E_V = P/Vhs,$$

где P – мощность лазера (Вт); V – скорость сканирования (мм/с); s – шаг сканирования (мм); h – толщина слоя порошка (мм).

Плотность энергии получения образцов из порошковой композиции на основе алюминия с частицами порошка размером 20–64 мкм с минимальной пористостью равна 200 Дж/мм³.

Закключение

Таким образом, систематически изучены условия получения порошковой композиции и режимов обработки для производства сплава AlSiMg и установлен оптимальный диапазон режима СЛП. Исследовано также влияние режима СЛП на пористость и микротвердость. Можно сделать следующие выводы.

Из металлических порошков, не приспособленных к обработке методом селективного лазерного плавления, можно получить порош-

ковую композицию с частицами околосферической формы, рекомендуемую для работы на установках СЛП. Порошки с размером частиц 20–64 мкм были соединены в весовой пропорции Al – 91 масс.%, Si – 8 масс.%, Mg – 1 масс.%, а затем подвержены перемешиванию в шаровой мельнице в течение одного часа в защитной среде аргона для предотвращения формирования оксидов и нежелательного влияния кислорода на структуру и фазовый состав получаемого порошка. Время механического легирования, равное 40 и 50 мин, недостаточно для получения околосферической формы.

Анализ рентгеновской дифрактограммы порошковой композиции позволил выявить идентификацию фаз алюминия, кремния и магния. Установлен фазовый состав алюминия – 91 %, кремния – 8 % и магния – 1 %.

РЭМ-изображения порошковой композиции после механического перемешивания в течение одного часа показали, что в порошке преобладают частицы околосферической формы и сателлиты неправильной формы с размером частиц от 1 до 170 мкм.

Оптимальным режимом СЛП для формирования образца с минимальной пористостью 0,03 % из сплава AlSiMg является следующий: мощность лазера 90 Вт, скорость сканирования 225 мм/с, шаг сканирования 0,08 мм, толщина слоя порошка 0,025 мм, защитная среда – аргон, температура рабочего стола в начале цикла СЛП +25 °С. Плотность энергии равна 200 Дж/мм³.

Относительная плотность материалов, производимых в таком диапазоне, превышает 99,7 %. Трещины отсутствуют.

Микротвердость готовых образцов, находится в диапазоне от 1243 до 1291 МПа.

Растровые электронные изображения и карты распределения элементов в образцах, полученных из порошков алюминия, магния и кремния, показали, что элементы распределены однородно по всей синтезируемой поверхности.

Образцы, подвергнутые отжигу при температуре 400 °С в течение 5 ч, имели более плотную структуру, при этом микротвердость снизилась почти в два раза. Необходимо дополнительно изучить оптимальные условия термообработки.

Исследования структурно-фазового состояния образца методом просвечивающей электронной микроскопии показали, что исследуемый образец имеет плотную зеренную структуру.

Список литературы

1. Bandyopadhyay A., Heer B. Additive manufacturing of multi-material structures // *Materials Science and Engineering: R.* – 2018. – Vol. 129. – P. 1–16. – DOI: 10.1016/j.mser.2018.04.001.
2. 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. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
3. Effect of compositional changes on microstructure in additively manufactured aluminum alloy 2139 / C.A. Brice, W.A. Tayon, J.A. Newman, M.V. Kral, C. Bishop, A. Sokolova // *Materials Characterization.* – 2018. – Vol. 143. – P. 50–58. – DOI: 10.1016/j.matchar.2018.04.002.
4. Foteinopoulos P., Papacharalampopoulos A., Stavropoulos P. On thermal modeling of additive manufacturing processes // *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology.* – 2018. – Vol. 20. – P. 66–83. – DOI: 10.1016/j.cirpj.2017.09.007.
5. Influence of thermal treatment duration on structure and phase composition of additive Co-Cr-Mo alloy samples / M.A. Khimich, E.A. Ibragimov, A.I. Tolmachev, N.A. Saprykina, A.A. Saprykin, Y.P. Sharkeev // *Letters on Materials.* – 2022. – Vol. 12 (1). – P. 43–48. – DOI: 10.22226/2410-3535-2022-1-43-48.
6. The mechanism of forming coagulated particles in selective laser melting of cobalt-chromium-molybdenum powder / A.A. Saprykin, Y.P. Sharkeev, N.A. Saprykina, E.A. Ibragimov // *Key Engineering Materials.* – 2020. – Vol. 839. – P. 79–85. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.839.79.
7. Effects of process conditions on the mechanical behavior of aluminum wrought alloy EN AW-2219 (Al-Cu6Mn) additively manufactured by laser beam melting in powder bed / M.C.H. Karg, B. Ahuja, S. Wiesenmayer, S.V. Kuryntsev, M. Schmidt // *Micromachines.* – 2017. – Vol. 8 (1). – P. 11. – DOI: 10.3390/mi8010023.
8. Influence of scanning strategies on processing of aluminum alloy EN AW 2618 using selective laser melting / D. Koutny, D. Palousek, L. Pantelejev, C. Hoeller, R. Pichler, L. Tesicky, J. Kaiser // *Materials.* – 2018. – Vol. 11 (2). – P. 298. – DOI: 10.3390/ma11020298.
9. Fatigue crack growth behavior and mechanical properties of additively processed EN AW-7075 aluminum alloy / W. Reschtnik, J.P. Brüggemann, M.E. Aydinöz, O. Grydin, K.P. Hoyer, G. Kullmer, H.A. Richard // *Procedia Structural Integrity.* – 2016. – Vol. 2. – P. 3040–3048. – DOI: 10.1016/j.prostr.2016.06.380.
10. 3D printing of high-strength aluminum alloys / J.H. Martin, B.D. Yahata, J.M. Hundley, J.A. Mayer, T. Schaedler, T.M. Pollock // *Nature.* – 2017. – Vol. 549. – P. 365–369. – DOI: 10.1038/nature23894.
11. Microstructure and mechanical properties of 7075 alloy with additional Si fabricated by selective laser melting / Y. Otani, Y. Kusaki, K. Itagaki, S. Sasaki // *Materials Transactions.* – 2019. – Vol. 60 (10). – P. 2143–2150. – DOI: 10.2320/matertrans.Y-M2019837.
12. Effect of solidification processing parameters and silicon content on the dendritic spacing and hardness in hypoeutectic Al-Si alloys / R.C. Sales, P. Felipe, K.G. Paradela, W.J.L. Garcao, A.F. Ferreira // *Materials Research.* – 2018. – Vol. 21 (6). – P. 8. – DOI: 10.1590/1980-5373-mr-2018-0333.
13. Smith P., Cowie J., Weritz J. Registration system for aluminum alloys used in additive manufacturing // *Light Metal Age.* – 2019. – Vol. 77 (4). – P. 72–75.
14. Metal powders in additive manufacturing: a review on reusability and recyclability of common titanium, nickel and aluminum alloys / P. Moghimian, T. Poirié, M. Habibnejad-Korayem, J.A. Zavala, J. Kroeger, F. Marion, F. Larouche // *Additive Manufacturing.* – 2021. – Vol. 43. – P. 102017. – DOI: 10.1016/j.addma.2021.102017.
15. 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.
16. Influence of gas flow speed on laser plume attenuation and powder bed particle pickup in laser powder bed fusion / H. Shen, P. Rometsch, X. Wu, A. Huang // *Materials Science & Engineering.* – 2020. – Vol. 72. – P. 1039–1051. – DOI: 10.1007/s11837-020-04020-y.
17. Laser-based additive manufacturing of metal parts: modeling, optimization, and control of mechanical properties / ed. by L. Bian, N. Shamsaei, J.M. Usher. – Boca Raton: CRC Press, 2017. – 328 p. – (Advanced and Additive Manufacturing Series). – ISBN 9781498739986.
18. Selective laser melting of aluminum alloys / N.T. Aboulkhair, N.M. Everitt, I. Maskery, I. Ashcroft, C. Tuck // *MRS Bulletin.* – 2017. – Vol. 42. – P. 311–319. – DOI: 10.1557/mrs.2017.63.
19. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder / L. Thijs, K. Kempen, J.P. Kruth, J. Van Humbeeck // *Acta Materialia.* – 2013. – Vol. 61. – P. 1809–1819. – DOI: 10.1016/j.actamat.2012.11.052.
20. 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.

21. Review of selective laser melting: materials and applications / C.Y. Yap, C.K. Chua, Z.L. Dong, Z.H. Liu, D.Q. Zhang, L.E. Loh, S.L. Sing // *Applied Physics Reviews*. – 2015. – Vol. 2 (4). – P. 041101. – DOI: 10.1063/1.4935926.
22. Selective laser melting of a novel Sc and Zr modified Al-6.2 Mg alloy: processing, microstructure, and properties / R. Li, M. Wang, T. Yuan, B. Song, C. Chen, K. Zhou, P. Cao // *Powder Technology*. – 2017. – Vol. 319. – P. 117–128. – DOI: 10.1016/j.powtec.2017.06.050.
23. Investigation on selective laser melting AlSi10Mg cellular lattice strut: molten pool morphology, surface roughness and dimensional accuracy / X. Han, H. Zhu, X. Nie, G. Wang, X. Zeng // *Materials (Basel)*. – 2018. – Vol. 11. – P. 392. – DOI: 10.3390/ma11030392.
24. A review of selective laser melting of aluminum alloys: processing, microstructure, property and developing trends / J. Zhang, B. Song, Q. Wei, D. Bourell, Y. Shi // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2019. – Vol. 35. – P. 270–284. – DOI: 10.1016/j.jmst.2018.09.004.
25. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: process optimisation and mechanical properties development / N. Read, W. Wang, K. Essa, M.M. Attallah // *Materials & Design*. – 2015. – Vol. 65. – P. 417–424. – DOI: 10.1016/j.matdes.2014.09.044.

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







Optimization of selective laser melting modes of powder composition of the AlSiMg system





Natalia Saprykina^{1, a}, Valentina Chebodaeva^{2, b}, Alexandr Saprykin^{1, c}, Yurii Sharkeev^{2, d},
 Egor Ibragimov^{1, e}, Taisiya Guseva^{1, f}

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/0000-0002-1980-3941>,  vtina5@mail.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-6518-1792>,  sapraa@tpu.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0001-5037-245X>,  sharkeev@ispms.tsc.ru;

^e  <https://orcid.org/0000-0002-5499-3891>,  egor83rus@tpu.ru; ^f  <https://orcid.org/0000-0002-3285-1673>,  tsh2@tpu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 05 November 2023

Revised: 24 November 2023

Accepted: 28 December 2023

Available online: 15 March 2024

Keywords:

Selective laser melting

Metal powder

Porosity

Selective laser melting modes

Microhardness

Energy input

Alloy of the aluminum-silicon-magnesium system

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

Authors would like to thank M. A. Khimich for her help in present study. The research was carried out using the equipment of the CSU NMNT TPU.

ABSTRACT

Introduction. New aluminum-based powder systems are currently being developed for additive manufacturing. The scientists' work is aimed at comprehensive studies of powder production, optimization of conditions for alloy production and formation of three-dimensional specimens with minimal porosity and absence of cracking during selective laser melting. **The purpose of this work** is the synthesis of an almost spherical Al-Si-Mg composite powder (91 wt. % Al, 8 wt. % Si, 1 wt. % Mg) from aluminum powder PA-4 (GOST 6058-22), silicon powder (GOST 2169-69) and magnesium powder MPF-4 (GOST 6001-79), which were not originally intended for selective laser melting technology. The work also provides for the optimization of selective laser melting modes to obtain an alloy and form three-dimensional specimens with minimal porosity and no cracking. To create a powder composition, powders ranging in size from 20 to 64 μm were selected by sieve analysis and subjected to mechanical mixing in a ball mill in a protective argon medium for one hour. **The research methods** are methods of X-ray diffraction and X-ray phase analysis, transmission electron microscopy, mechanical tests of microhardness. Studies of the powder composition after mechanical mixing showed that the mixed powder of aluminum, silicon and magnesium is a conglomerate of particles of spherical, oval and irregular shape. **Results and discussions.** The optimal modes for obtaining a specimen with a minimum porosity of 0.03 % and a microhardness of 1,291 MPa are selective laser melting modes: $P = 90$ W, $V = 225$ mm/s, $S = 0.08$ mm, $h = 0.025$ mm. The conducted research shows the possibility of synthesizing products from metal powders that are not adapted to processing by selective laser melting and obtaining an alloy with new mechanical properties during laser action.

For citation: Saprykina N.A., Chebodaeva V.V., Saprykin A.A., Sharkeev Y.P., Ibragimov E.A., Guseva T.S. 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. (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. Bandyopadhyay A., Heer B. Additive manufacturing of multi-material structures. *Materials Science and Engineering: R*, 2018, vol. 129, pp. 1–16. DOI: 10.1016/j.mser.2018.04.001.
2. 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. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
3. Brice C.A., Tayon W.A., Newman J.A., Kral M.V., Bishop C., Sokolova A. Effect of compositional changes on microstructure in additively manufactured aluminum alloy 2139. *Materials Characterization*, 2018, vol. 143, pp. 50–58. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.04.002.
4. Foteinopoulos P., Papacharalampopoulos A., Stavropoulos P. On thermal modeling of additive manufacturing processes. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2018, vol. 20, pp. 66–83. DOI: 10.1016/j.cirpj.2017.09.007.
5. Khimich M.A., Ibragimov E.A., Tolmachev A.I., Saprykina N.A., Saprykin A.A., Sharkeev Y.P. Influence of thermal treatment duration on structure and phase composition of additive Co-Cr-Mo alloy samples. *Letters on Materials*, 2022, vol. 12 (1), pp. 43–48. DOI: 10.22226/2410-3535-2022-1-43-48.
6. Saprykin A.A., Sharkeev Y.P., Saprykina N.A., Ibragimov E.A. The mechanism of forming coagulated particles in selective laser melting of cobalt-chromium-molybdenum powder. *Key Engineering Materials*, 2020, vol. 839, pp. 79–85. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.839.79.
7. Karg M.C.H., Ahuja B., Wiesenmayer S., Kuryntsev S.V., Schmidt M. Effects of process conditions on the mechanical behavior of aluminum wrought alloy EN AW-2219 (AlCu6Mn) additively manufactured by laser beam melting in powder bed. *Micromachines*, 2017, vol. 8 (1), p. 11. DOI: 10.3390/mi8010023.
8. Koutny D., Palousek D., Pantelejev L., Hoeller C., Pichler R., Tesicky L., Kaiser J. Influence of scanning strategies on processing of aluminum alloy EN AW 2618 using selective laser melting. *Materials*, 2018, vol. 11 (2), p. 298. DOI: 10.3390/ma11020298.
9. Reschetnik W., Brüggemann J.P., Aydinöz M.E., Grydin O., Hoyer K.P., Kullmer G., Richard H.A. Fatigue crack growth behavior and mechanical properties of additively processed EN AW-7075 aluminum alloy. *Procedia Structural Integrity*, 2016, vol. 2, pp. 3040–3048. DOI: 10.1016/j.prostr.2016.06.380.
10. Martin J.H., Yahata B.D., Hundley J.M., Mayer J.A., Schaedler T., Pollock T.M. 3D printing of high-strength aluminum alloys. *Nature*, 2017, vol. 549, pp. 365–369. DOI: 10.1038/nature23894.
11. Otani Y., Kusaki Y., Itagaki K., Sasaki S. Microstructure and mechanical properties of 7075 alloy with additional Si fabricated by selective laser melting. *Materials Transactions*, 2019, vol. 60 (10), pp. 2143–2150. DOI: 10.2320/matertrans.Y-M2019837.
12. Sales R.C., Felipe P., Paradela K.G., Garcao W.J.L., Ferreira A.F. Effect of solidification processing parameters and silicon content on the dendritic spacing and hardness in hypoeutectic Al-Si alloys. *Materials Research*, 2018, vol. 21 (6), p. 8. DOI: 10.1590/1980-5373-mr-2018-0333.
13. Smith P., Cowie J., Weritz J. Registration system for aluminum alloys used in additive manufacturing. *Light Metal Age*, 2019, vol. 77 (4), pp. 72–75.
14. Moghimian P., Poirié T., Habibnejad-Korayem M., Zavala J.A., Kroeger J., Marion F., Larouche F. Metal powders in additive manufacturing: a review on reusability and recyclability of common titanium, nickel and aluminum alloys. *Additive Manufacturing*, 2021, vol. 43, p. 102017. DOI: 10.1016/j.addma.2021.102017.
15. 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.
16. Shen H., Rometsch P., Wu X., Huang A. Influence of gas flow speed on laser plume attenuation and powder bed particle pickup in laser powder bed fusion. *Materials Science & Engineering*, 2020, vol. 72, pp. 1039–1051. DOI: 10.1007/s11837-020-04020-y.
17. Bian L., Shamsaei N., Usher J.M., eds. *Laser-based additive manufacturing of metal parts: modeling, optimization, and control of mechanical properties*. Boca Raton, CRC Press, 2017. 328 p. ISBN 9781498739986.
18. Aboulkhair N.T., Everitt N.M., Maskery I., Ashcroft I., Tuck C. Selective laser melting of aluminum alloys. *MRS Bulletin*, 2017, vol. 42, pp. 311–319. DOI: 10.1557/mrs.2017.63.
19. Thijs L., Kempen K., Kruth J.P., Van Humbeeck J. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61, pp. 1809–1819. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.11.052.

20. 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 (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.

21. Yap C.Y., Chua C.K., Dong Z.L., Liu Z.H., Zhang D.Q., Loh L.E., Sing S.L. Review of selective laser melting: materials and applications. *Applied Physics Reviews*, 2015, vol. 2 (4), p. 041101. DOI: 10.1063/1.4935926.

22. Li R., Wang M., Yuan T., Song B., Chen C., Zhou K., Cao P. Selective laser melting of a novel Sc and Zr modified Al-6.2 Mg alloy: processing, microstructure, and properties. *Powder Technology*, 2017, vol. 319, pp. 117–128. DOI: 10.1016/j.powtec.2017.06.050.

23. Han X., Zhu H., Nie X., Wang G., Zeng X. Investigation on selective laser melting AlSi10Mg cellular lattice strut: molten pool morphology, surface roughness and dimensional accuracy. *Materials (Basel)*, 2018, vol. 11, p. 392. DOI: 10.3390/ma11030392.

24. Zhang J., Song B., Wei Q., Bourell D., Shi Y. A review of selective laser melting of aluminum alloys: processing, microstructure, property and developing trends. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, vol. 35, pp. 270–284. DOI: 10.1016/j.jmst.2018.09.004.

25. Read N., Wang W., Essa K., Attallah M.M. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: process optimisation and mechanical properties development. *Materials & Design*, 2015, vol. 65, pp. 417–424. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.09.044.

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>).