

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации Федеральное
государственное автономное образовательное учреждение высшего образования
«Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Федоренко Леонид Владимирович

Влияние частиц ZrN и AlN на формирование алюмоматричных композитов с помощью
селективного лазерного плавления

Специальность – 2.6.1
«Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»

Автореферат диссертации
на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:
PhD, Чернышихин Станислав Викторович

Москва - 2026

Введение

Актуальность работы

Алюминиевые сплавы широко применяются в различных отраслях промышленности благодаря высокой удельной прочности, коррозионной стойкости и технологичности. Особое место занимают сплавы системы Al-Si-Mg, в том числе сплав AlSi10Mg, которые обладают отличными литейными характеристиками при достаточно высоком уровне механических свойств. Представленное сочетание свойств силуминов является ключевым аспектом их применения в области аддитивных технологий (АТ) и, в частности, методе селективного лазерного плавления (СЛП).

Синергия новых возможностей в проектировании сложных конструкций (за счет топологической оптимизации), принципиально новых методов производства и свойств сплава AlSi10Mg позволяет создать новые подходы к изготовлению функциональных деталей. В настоящее время АТ отлично себя зарекомендовали как способ быстрого прототипирования изделий. Однако со временем все больше методов АТ применяют для создания высокоответственных деталей в промышленности. Метод СЛП заключается в послойной консолидации материала за счет сплавления порошкового слоя лазерным излучением. Значительным преимуществом метода является возможность изготавливать элементы толщиной в несколько сотен микрон, а также получать высокую относительную плотность. При этом механические свойства материала после лазерного синтеза не уступают, либо в ряде случаев превосходят свойства изделий, изготовленных традиционными способами. Однако, среди алюминиевых специальных сплавов, AlSi10Mg имеет не самые высокие прочностные показатели (предел текучести ~ 290 МПа) в сравнении с высокопрочными аналогами, легированными, к примеру, дорогостоящими скандием. В свою очередь, такие направления, как роботехника, аэрокосмическая и авиационная промышленности постоянно предъявляют новые требования к свойствам легких сплавов при жестких ограничениях в себестоимости материала.

Введение керамических частиц в матрицу является одним из доступных методов упрочнения алюминиевого сплава AlSi10Mg. Такой вид материалов классифицируется как алюмоматричные композиционные материалы (АКМ). Так, АКМ, полученные традиционными методами, активно используются для изготовления различных высоконагруженных узлов в авиации. Это объясняется их оптимальными механическими и эксплуатационными характеристиками (уменьшенный вес, высокая прочность, износостойкость). На основании научных публикаций можно отметить, что добавление в алюминиевую матрицу керамических частиц (Al_2O_3 , SiC, B_4C , TiC) позволяет существенно

повысить прочностные и трибологические характеристики без значительного увеличения плотности материала. Однако при синтезе АКМ с помощью метода СЛП остается ряд неизученных вопросов: большое влияние технологических условий лазерного синтеза на микроструктуру и свойства материала; обоснованный выбор армирующего наполнителя; слабое межфазное взаимодействие керамических частиц и матрицы; неоднородность распределения упрочняющей добавки; размер и содержание частиц в матрице. Перечисленные аспекты непосредственно влияют на свойства синтезированного материала в большинстве случаев абсолютно нелинейно и с перекрестным воздействием.

Упрочнение алюминиевого сплава AlSi10Mg керамическими частицами было рассмотрено в большом количестве работ. В исследованиях сообщается о достижении значительных показателей механических свойств. В то же время в большинстве научных публикаций рассматривается влияние лишь одной композиции на структуру и свойства материала. Однако для промышленного применения метода СЛП при создании АКМ требуется систематическое исследование по обоснованному выбору упрочняющих частиц, их размера и содержания в матрице, а также по оптимизации технологических параметров процесса. Отдельно необходимо отметить отсутствие фундаментальных работ по изучению смачивания расплавом керамических частиц, их взаимодействию на границе раздела, а также влиянию процесса СЛП на однородность распределения упрочняющей добавки. Таким образом, необходимо исследовать подходы по созданию АКМ посредством технологии селективного лазерного плавления с учетом вышеизложенных аспектов.

Цель работы

Целью данной работы является разработка комплексного подхода к формированию алюмоматричных композиционных материалов на основе сплава AlSi10Mg методом СЛП, включающего управление структурой и свойствами материала посредством введения армирующего наполнителя и оптимизацию технологических параметров лазерного синтеза AlSi10Mg для повышения производительности процесса.

Для достижения поставленной цели в рамках диссертационного исследования были поставлены **следующие задачи:**

1. Исследование закономерностей влияния параметров лазерного излучения на дефекто- и структурообразования в сплаве AlSi10Mg ;
2. Исследование влияния толщины порошкового слоя во время СЛП на механические свойства сплава AlSi10Mg в контексте повышения производительности процесса;
3. Разработка научных основ технологии СЛП алюмоматричного композиционного материала с добавлением AlN / ZrN и исследование их влияния на структуру и свойства;

4. Анализ смачивания керамических частиц AlN и ZrN расплавом сплава AlSi10Mg и определение характера межфазного взаимодействия упрочняющих частиц с матрицей;

5. Разработка критерия оценки однородности распределения керамических частиц в матрице AlSi10Mg и определение зависимости распределения частиц от условий лазерного синтеза.

Актуальность работы подтверждается выполнением проектов Российского научного фонда № 19-79-30025 по теме «Разработка научных и технологических основ проектирования алюмоматричных композитов и их производства аддитивными лазерными методами для промышленного применения» и № 21-79-10240 по теме «Исследование формирования градиентных структур в системе Al-Al₂O₃-AlN-ZrN в условиях аддитивного синтеза и получение на их основе новых металлокерамических мультиматериалов», а также ГЗ № 123020600182-3 «Разработка научно-технических решений получения металломатричных композиционных материалов для аддитивного производства».

Научная новизна

1. Установлена взаимосвязь между смачиванием керамических частиц ZrN и AlN расплавом AlSi10Mg и свойствами получаемого композита. Выявлен механизм реактивного смачивания частиц для системы AlSi10Mg/ZrN. Показано, что низкий краевой угол смачивания способствует улучшению межфазного взаимодействия частиц керамики и матрицы, тогда как отсутствие смачивания может приводить к образованию дефектов на интерфейсе, что снижает прочностные характеристики композита.

2. На основе полученных концентрационных зависимостей механических свойств для керамических частиц ZrN, AlN в матрице AlSi10Mg и установленного оптимального содержания упрочняющей фазы, была разработана методика СЛП композиционного материала AlSi10Mg / ZrN с относительной плотностью более 99 %, пределом прочности в 448 ± 13 МПа и относительным удлинением $3,7 \pm 0,9$ %.

3. Предложен критерий оценки однородности распределения керамических частиц в матрице AlSi10Mg с использованием диаграмм Вороного и расчета ширины распределения площадей полиэдров. С применением данного подхода установлена взаимосвязь между скоростью сканирования лазерного излучения и равномерностью размещения отдельных структурных составляющих (частиц ZrN и тетрагональной фазы Zr(Al,Si)₃). Повышение скорости сканирования (с 300 до 2500 мм/с) при СЛП приводит к снижению ширины распределения с 4,7 до 2,5.

4. Установлена взаимосвязь толщины слоя и морфологии дефектов при СЛП AlSi10Mg. Повышение толщины слоя с 30 до 90 мкм приводит к образованию градиента морфологии дефектов вдоль направления роста образца. Нижняя его часть характеризуется наличием

металлургических пор из-за единичного сканирования первого слоя, верхняя - подвержена образованию пор несплавления из-за снижения объемной плотности энергии.

Практическая значимость

1. Зарегистрировано ноу-хау № 22-734-2024 ОИС от 27.11.2024 «Способ увеличения производительности селективного лазерного плавления изделий из алюминиевого сплава».
2. Результаты диссертационного исследования внедрены в технологический процесс в ООО «РосАТ», что подтверждается актом внедрения.

Положения выносимые на защиту

1. Закономерности влияния толщины порошкового слоя на микроструктуру и механические свойства алюминиевого сплава AlSi10Mg после селективного лазерного плавления;
2. Особенности взаимодействия расплава сплава AlSi10Mg с керамическими частицами ZrN и AlN и формирования структуры на границе раздела фаз;
3. Закономерности формирования микроструктуры и свойств сплава AlSi10Mg в зависимости от содержания упрочняющих керамических добавок ZrN и AlN;
4. Особенности распределения керамических частиц ZrN в матрице AlSi10Mg после СЛП в зависимости от скорости сканирования лазерного излучения.

Личный вклад автора

Основные результаты диссертационной работы получены автором лично. Автор занимался проведением экспериментальных работ, анализом результатов и написанием основных научных публикаций по теме диссертации.

Апробация работы

Материалы диссертационной работы были представлены на XI Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур – ПРОСТ 2023» 18-20 апреля 2023 года, г. Москва; конференции «Инновационные технологии в материаловедении и машиностроении (ИТММ-2023)» 23-27 октября 2023 года, г. Пермь; XXXV Международной инновационной конференции молодых ученых и студентов (МИКМУС – 2023), 13-16 ноября 2023 года, г. Москва; XI Международной конференции «Лучевые технологии и применения лазеров» 22-25 сентября 2024 года, г. Санкт-Петербург; научной конференции «Ломоносовские чтения – 2024» 20 марта – 4 апреля 2024 года, г. Москва; XXII Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов» 11-14 ноября 2025 года, г. Москва;

студенческом конкурсе « Конкурс перспективных проектов в аддитивных технологиях» 14 мая 2026 года, г Москва.

Благодарности

Автор выражает благодарность коллективу лаборатории аддитивного производства за поддержку в написании диссертации. Также автор благодарен заведующему кафедрой металловедения цветных металлов Солонину А. Н. за представленный материал по теме диссертации (работа выполнена в рамках государственного задания НИТУ МИСИС, шифр проекта FSME-2023-0005).

Публикации

Основные результаты диссертационной работы представлены в 5 научных публикациях, входящих в базу Scopus, Web of Science, 7 докладах на всероссийских и международных научных конференциях и 1 ноу-хау.

Структура и объем диссертации состоит из введения, аналитического обзора литературы, 6 глав с описанием материалов и методик исследования, обсуждения результатов работы, вывода и списка литературных источников (140). Диссертация изложена на 138 страницах, включает в себя 65 рисунков и 11 таблиц.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении описана актуальность проблемы, сформулированы основные задачи работы, обоснована ее научная новизна и практическая значимость.

В первой главе представлен анализ научной литературы по основным аддитивным технологиям, обсуждены преимущества и недостатки. Проанализированы особенности формирования структуры и свойств у алюминиевого сплава AlSi10Mg в процессе селективного лазерного плавления. Рассмотрены основные аспекты по созданию АКМ с использованием селективного лазерного плавления включая выбор упрочняющих частиц, их размер и концентрация. Выявлены основные проблемы при создании алюмоматричных композитов на основе AlSi10Mg методом селективного лазерного плавления.

Во второй главе описана методика и объекты исследований. В качестве объектов исследования представлены алюминиевый сплав AlSi10Mg и ZrN, AlN в виде керамических частиц и пластин.

Синтез образцов методом СЛП производился на установке Additive Solutions D50 с диаметром платформы построения в 50 мм и инфракрасным иттербиевым волоконным лазером IPG Photonic с длиной волны 1070 нм и номинальной мощностью 400 Вт.

Относительная плотность образцов определялась методами металлографии, гидростатического взвешивания и микрокомпьютерной томографии с использованием: оборудования для пробоподготовки и оптического микроскопа Axio A1; аналитических весов ZMD-2; микрокомпьютерного томографа Nordson DAGE NT500 XD7600NT Ruby.

Микроструктура образцов исследовалась на сканирующем электронном микроскопе Tescan Vega 3 с приставкой для энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС). Фазовый состав был изучен с помощью дифрактометра Tongda TDM-20 с Cu-K α -излучением при выдержке 2 с. Предварительно образцы травились с помощью реактива Келлера (1% HF, 1,5 %HCl, 2,5 HNO₃ И 95 % дистиллированной воды).

Механические испытания на одноосное растяжение проводились на установке Instron 5569 со скоростью деформации 0,5 мм/мин при комнатной температуре. Для оценки деформации использовался видеоэкстензометр. Микротвердость определялась на твердомере Tukon1102 по методу Виккерса при нагрузке 1 Н и времени вдавливания 10 с.

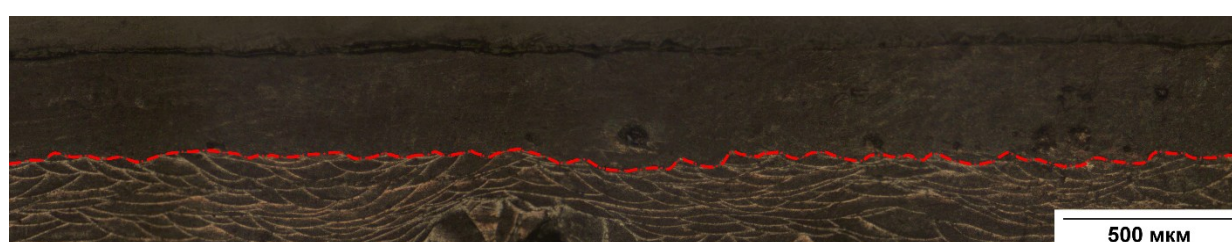
Исследование смачивания проводилось с использованием метода лежащей капли на установке, состоящей из вакуумной печи с трубчатым графитовым нагревателем, приборов для контроля температуры, камеры с системой подсветки и графитового шприца, из которого выдавливали каплю расплава. Внутри нагревателя закрепляли шприц с расплавом, под которым располагалась керамическая пластина (ZrN или AlN). Выдавливание капли на керамическую пластину осуществлялось за счет движения поршня. Для измерения температуры использовались вольфрам-рениевые термопары и тепловизор PI 1 М. Краевой угол смачивания измерялся на основе изображений, полученных высокоскоростной камерой CP70-2-M/C-1000.

Для создания композиций AlSi10Mg-ZrN/AlN использовалась шаровая планетарная мельница «Активатор-2С». Порошки загружались в стальные чаши объемом 250 мл с мелющими шарами 6 мм в соотношении 1:20 и смешивались со скоростью вращения барабанов 200 об/мин.

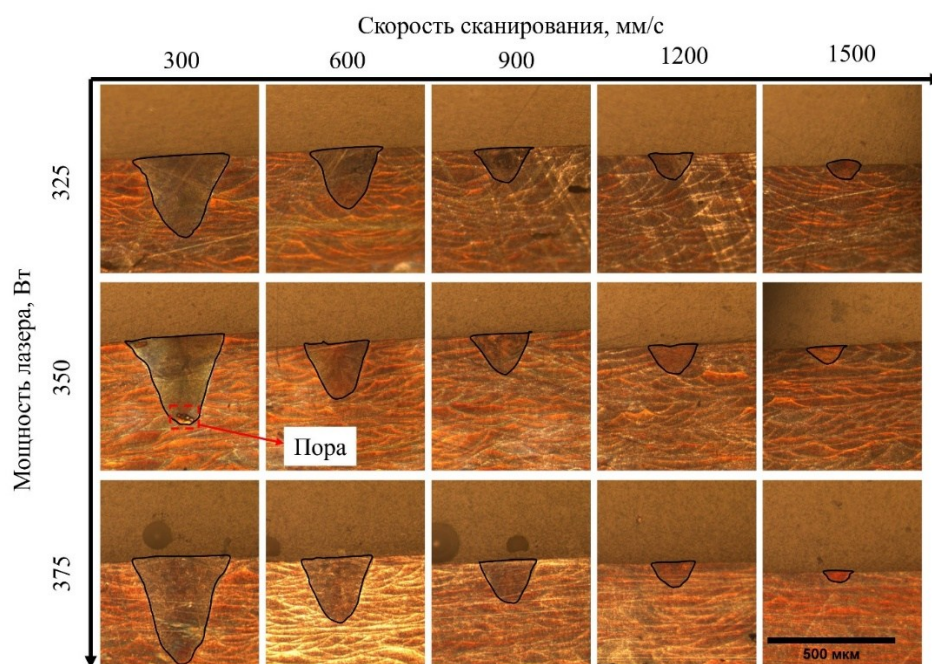
Расчеты диаграмм Вороного проводили в программном обеспечении ImageJ. На биноризированном изображении были построены равноудаленные границы между ближайшими керамическими частицами, далее анализировали распределения доменов по размерам. С помощью полученных данных количественно оценивали равноудаленность частиц в матрице композита.

В третьей главе проанализировано влияние толщины порошкового слоя на структуру и механические свойства алюминиевого сплава AlSi10Mg. На первом этапе были проведены эксперименты по сканированию подложки единичными лазерными проходами для исследования морфологии ванны расплава, включая измерение глубины и ширины

проплавления. Так, при воздействии лазерного излучения с мощностью 325, 350, 375 Вт и скоростью сканирования 300 – 1500 мм/с были получены изображения в продольном и поперечном сечениях, что проиллюстрировано на рисунке 1б. Продemonстрировано, что при низких скоростях сканирования образуется ванна расплава в форме замочной скважины с глубоким проплавлением. Например, при скорости сканирования 300 мм/с и мощностью лазера в 375 Вт была получена глубина проплавления в 500 мкм. Сплавление в режиме замочной скважины может приводить к образованию газовых пор из-за попадания газа в кристаллизующийся расплав. С дальнейшим снижением значения объемной плотности энергии ширина и глубина ванн расплава снижается и их соотношение становится меньше 1, что указывает на лазерное плавление в режиме проводимости.



а)



б)

Рисунок 1 – Продольное а) и поперечное б) сечение единичного прохода лазера на пластинке AlSi10Mg

На продольном сечении (рисунок 1 а) единичных дорожек были обнаружены флуктуации глубины ванны расплава вдоль дорожки: амплитуда колебаний глубины ванны

расплава составляет 24 %. Флуктуации глубины ванны расплава связаны с особенностями формирования замочной скважины: при увеличении температуры в ванне расплава постепенно растет давление отдачи, что приводит к появлению более глубокого канала с большим количеством переотражений лазерных лучей, вследствие чего растет эффективный коэффициент абсорбции лазерного излучения и глубина проплавления, однако, при схлопывании канала из-за неустойчивости замочной скважины количество переотражений и как следствие глубина ванны уменьшаются. Этот процесс повторяется циклически, что подтверждается экспериментальными данными по продольным сечениям. Необходимо отметить, что такая морфология дорожек не наблюдалась в случае материалов с более высокими температурами плавления и коэффициентами абсорбции.

Помимо риска образования дефектов внутри ванны расплава, флуктуация глубины дорожки является нежелательным явлением из-за меньшей равномерности и стабильности проплавления. Это может привести к образованию дефектов несплавления, которые характеризуются неправильной формой и могут служить концентраторами напряжений.

Следует отметить, что термин «толщина слоя», используемый в технической документации, не совпадает с физической толщиной порошкового слоя и фактически означает шаг перемещения платформы построения в процессе СЛП. Разница между физической толщиной порошкового слоя и шагом платформы построения обусловлена усадкой материала после сплавления частиц. Физическую толщину порошкового слоя для i -го слоя можно рассчитать с помощью выражения (1). При большом количестве слоев можно оценить стационарную толщину слоя порошка используя выражение (2). Для сферического порошка с нормальным распределением частиц по размерам коэффициент усадки (отношение насыпной плотности к плотности сплошного тела) составляет $\sim 0,5$.

$$t_{\text{слой}}^i = t_{\text{шаг}} \frac{(1-f)^i - 1}{(1-f) - 1} \quad (1)$$

$$t_{\text{слой}}^{\text{постоянный}} = \lim_{i \rightarrow \infty} t_{\text{шаг}} \frac{(1-f)^i - 1}{(1-f) - 1} = \frac{t_{\text{шаг}}}{f} = \frac{t_{\text{шаг}}}{\frac{p_{\text{п}}}{p_{\text{тт}}}} \quad (2)$$

где $t_{\text{слой}}^i$ – толщина порошкового слоя для i -го слоя, $t_{\text{шаг}}$ – шаг платформы построения, f – коэффициент усадки порошка, $p_{\text{п}}$ – насыпная плотность порошка, $p_{\text{тт}}$ – плотность твердого тела.

Таким образом, изменение физической толщины порошкового слоя для AlSi10Mg (насыпная плотность – 1,44 г/см³, $f = 0,537$) в процессе СЛП представлена на рисунке 2. Следует отметить, что при увеличении толщины слоя разница между начальным и

стационарными значениями существенна. Этот фактор необходимо учитывать, так как условия процесса существенно меняются до достижения постоянного значения. Поскольку все образцы синтезировались на поддерживающих конструкциях, влияние переменной толщины слоя порошка было исключено. Хотя физическая толщина порошкового слоя важна для понимания процесса и механизмов лазерного синтеза, в дальнейшем термин «толщина слоя» будет использоваться в общепринятом значении (обозначение шага платформы построения), чтобы упростить воспроизведение и сравнение представленных результатов.

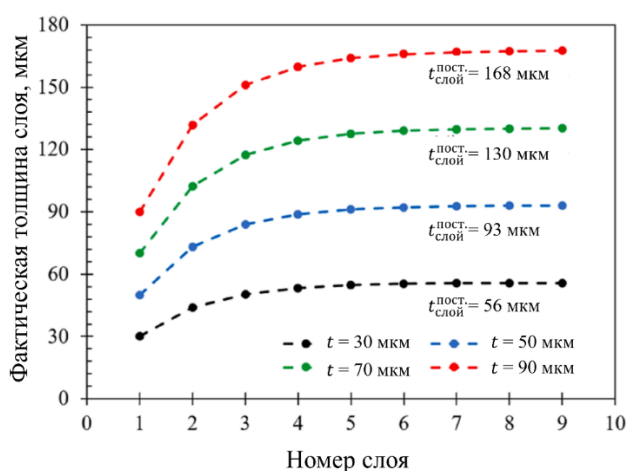
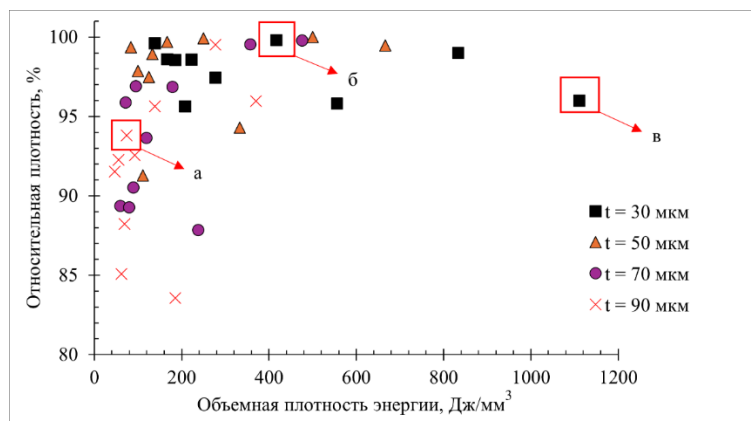


Рисунок 2 – Зависимость фактической толщины слоя при разных значениях шага платформы

На следующем этапе были синтезированы объемные образцы размером 5x5x5 мм при вариации технологических параметров СЛП в широком диапазоне. Скорость сканирования варьировалась от 300 до 1800 мм/с, толщина слоя – от 30 до 90 мкм. Мощность лазерного излучения и расстояние между векторами сканирования оставались постоянными на уровне 350 Вт и 80 мкм соответственно. Полученные образцы исследовали для анализа влияния параметров синтеза на относительную плотность материала. Оценка дефектности образцов проводилась тремя методами: металлографическим анализом (рисунок 3а), гидростатическим взвешиванием и микрокомпьютерной томографией (МКТ).. При снижении объемной плотности энергии (рисунок 3б) относительная плотность снижалась вследствие образования дефектов несплавления (пористость 4–8 %), причем эта тенденция сильнее проявляется при увеличении толщины слоя. Это прежде всего связано с изменением объемной плотности энергии. Низкая объемная плотность энергии приводит к плохому сплавлению расплавленного слоя и ранее закристаллизованного материала. Увеличение подводимой энергии позволяет устранить данный дефект, однако способствует развитию глубокой ванны расплава (замочной скважины), которая с увеличением глубины

становится менее стабильной. Нестабильность ванны расплава в данном режиме приводит к формированию дефектов замочной скважины.



а)



б)



в)



г)

Рисунок 3 – Зависимость относительной плотности от объемной плотности энергии (а) и характерные изображения пор несплавления (б), металлургических пор (в) и пор замочной скважины (г)

Стандартная толщина слоя 30 мкм обеспечивала высокую относительную плотность материала в широком диапазоне скоростей сканирования (900–1800 мм/с) при всех значениях мощности лазера (рисунок 3в). Относительная плотность более 99 % при толщине слоя 50 мкм достигалась уже в более узком окне параметров (900 -1500 мм/с). При увеличении толщины до 70 и 90 мкм полученные образцы характеризовались более низкой относительной плотностью, что связано с необходимостью использования более высоких значений объемной плотности энергии. Однако в таком случае возрастает риск образования пор замочной скважины вследствие увеличения глубины ванны расплава. Исходя из этого наиболее приемлемым необходимо считать толщины слоя в 30 и 50 мкм.

Свойства материала, синтезированного методом СЛП, зависят от относительной плотности, но не линейным образом. Некоторые образцы могут демонстрировать недостаточную прочность, несмотря на высокие показатели плотности ($\rho > 99\%$), из-за таких факторов, как форма, размер и распределение дефектов. Для определения перечисленных характеристик пор была выполнена МКТ всех кубических

образцов. Реконструированные томограммы, показывающее морфологию пор для некоторых образцов показан на рисунке 4. Репрезентативные изображения были выбраны, чтобы показать форму, распределение и размеры сформированных пор.

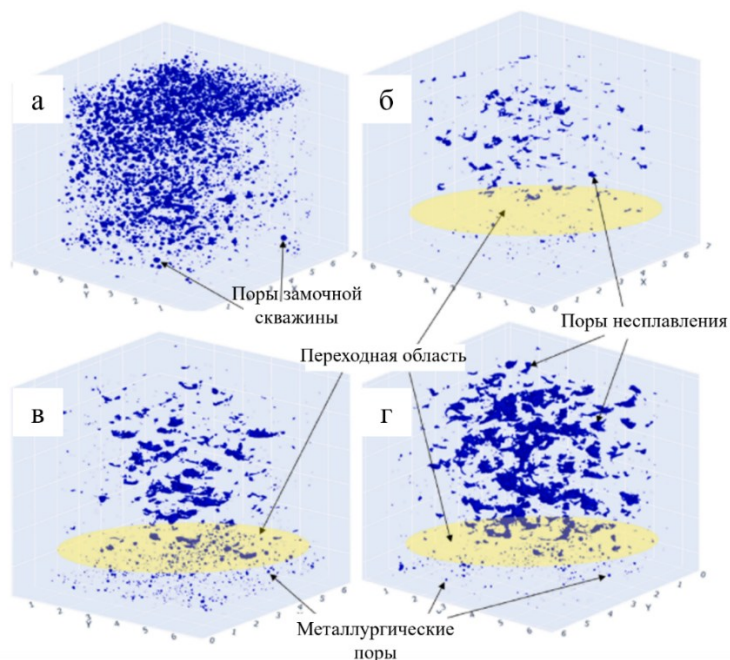


Рисунок 4 – 3D визуализация морфологии дефектов для образцов $t = 30$ мкм $V = 300$ (а), $t = 50$ мкм $V = 1200$ (б); $t = 70$ мкм $V = 1200$ (в); $t = 90$ мкм $V = 1200$ (г) при $P = 350$ Вт и $h = 80$ мкм

На рисунке 4а проиллюстрировано типичное распределение дефектов в образце, полученного при низких скоростях сканирования (300 мм/с). В объеме образца наблюдается значительное количество пор преимущественно сферической формы, что обусловлено механизмами образования дефектов замочной скважины. На рисунке 4б продемонстрирована морфология пор образца, полученного при толщине слоя 50 мкм и скорости сканирования 1200 мм/с. Наблюдается умеренное количество пор несплавления, что соответствует близкой к оптимальной толщине слоя. На рисунках 4в, г показана пористость образцов с толщиной слоя 70 и 90 мкм соответственно. Установлено, что увеличение толщины слоя приводит к образованию более крупных пор неправильной формы.

Следует отметить, что во многих образцах наблюдаются сферические поры размером около 50 мкм в нижней части, тогда как в остальном объеме могут преобладать поры неправильной формы. Причина формирования данных пор так же, как и в случае с дефектами замочной скважины связана с присутствием газа в ванне расплава в момент кристаллизации, однако эти поры классифицируются как металлургические. Необходимо отметить, что первый слой синтезируемого объема проплавляется лишь единожды, при этом

газ, который находится между частицами порошка, не успевает диффундировать на поверхность ванны расплава и остается в закристаллизованном материале. Дальнейший синтез изделия сопровождается многократным переплавлением предыдущего слоя, что способствует намного более вероятному удалению пузырьков газа из ванны расплава. Соответственно после нескольких сплавленных слоев, в зависимости от энерговложения в процессе СЛП возможно появление как пор замочной скважины, так и дефектов несплавления.

Для сплава AlSi10Mg характерна микроструктура, состоящая из алюминиевой матрицы с кремниевой сеткой (рисунок 5а-в). Однако установлено, что толщина порошкового слоя влияет на микроструктурные особенности консолидированного материала в масштабе ванны расплава. В частности, наблюдается изменение морфологии и размера зерен внутри и по границам ванны расплава. При толщине слоя 30 мкм вблизи границы ванны расплава наблюдаются вытянутые зерна (рисунок 5г), тогда как в центральной части преобладают равноосные зерна (рисунок 5д). При толщине слоя 90 мкм вытянутые зерна также присутствовали на границах ванны расплава, однако в центральной части количество равноосных зерен значительно снижается. Стоит отметить, что вытянутые зерна располагались в направлении фронта кристаллизации расплава. Предположительно, это изменение происходит из-за увеличения объема расплава, что приводит к изменению кинетики кристаллизации.

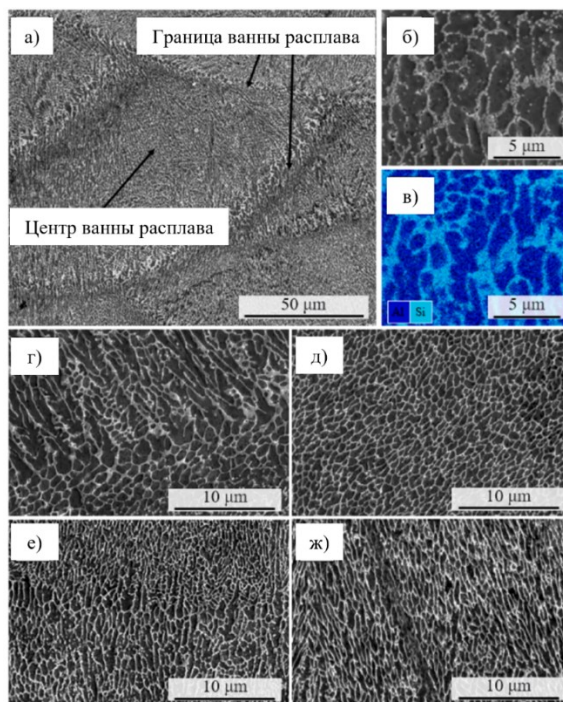


Рисунок 5 – СЭМ изображение: типичной микроструктуры ванны расплава AlSi10Mg (а), Si сетки в матрице Al (б, в), границы ванны расплава (г) и центр (д) при толщине слоя 30 мкм, границы ванны расплава (е) и центр (ж) при толщине слоя 90 мкм

Изменение параметров процесса СЛП оказывает существенное влияние не только на микроструктуру, но и на механические свойства материала. Однако улучшение производительности процесса СЛП может быть более значимым, чем несущественное снижение прочности получаемых изделий. Для изучения влияния толщины слоя были синтезированы образцы на растяжение в направлении построения Z (вертикальном). По результатам одноосного растяжения выявлено, что увеличение толщины слоя приводит к снижению прочностных характеристик материала (рисунок 6). Это обусловлено недостаточной объемной плотностью энергии для полного расплавления порошкового слоя и образованию необходимого металлургического контакта с ранее закристаллизованным слоем. В то же время повышение объемной плотности энергии, необходимое для проплавления слоя с физической толщиной в 168 мкм, приводит к более глубокой ванне расплава, что с другой стороны сопровождается образованием пор замочной скважины. Такие условия обработки приводят к формированию высокопористой структуры, как было описано ранее.

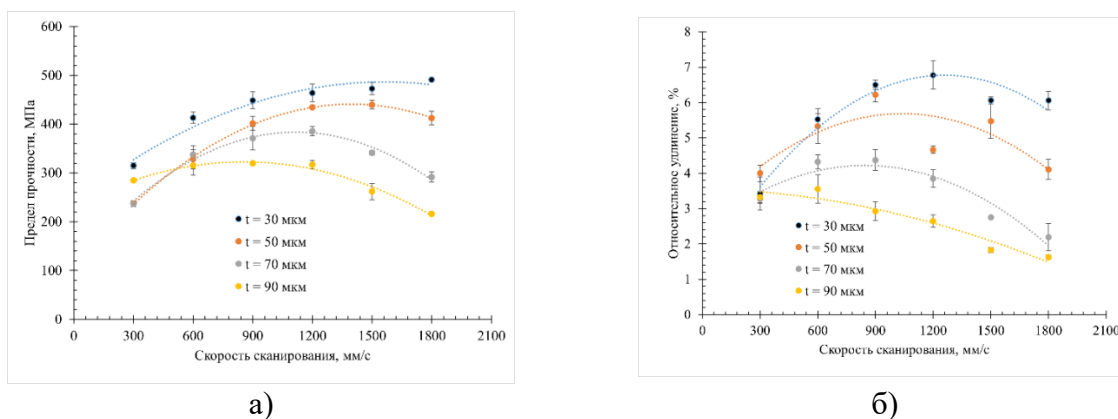


Рисунок 6 – Зависимость предела прочности (а) и относительного удлинения (б) от скорости сканирования при различных толщинах слоя СЛП AlSi10Mg

Представленные на рисунке 6а, б зависимости также свидетельствуют о том, что увеличение толщины слоя сужает диапазон оптимальных технологических условий. Однако при толщине слоя 50 мкм разница в пределе прочности по сравнению с образцами, полученными при толщине слоя 30 мкм, составила менее 3 %. С учетом погрешности измерения это позволяет утверждать, что процесс СЛП может быть реализован с минимальным снижением прочностных характеристик. Образцы, изготовленные с толщиной слоя 70 и 90 мкм, продемонстрировали снижение предела прочности на 17 % и 41 % соответственно. Несмотря на это, такие показатели могут считаться приемлемыми в

некоторых конкретных случаях, особенно с учетом сокращения времени процесса СЛП в 2,3 и 3 раза соответственно.

В результате исследования процесса СЛП сплава AlSi10Mg с увеличенной толщиной порошкового слоя можно сделать основной вывод. Продемонстрирована возможность проведения процесса СЛП с минимальным образованием дефектов при толщине слоя 50 мкм. Это позволяет сократить количество слоев при консолидации на 67 %, тем самым существенно повысив производительность процесса. Предел прочности при растяжении, достигнутый при толщине слоя в 50 мкм, сопоставим с показателями образцов, полученных в стандартных условиях (30 мкм). При $t = 70$ мкм и $t = 90$ мкм снижение составило 17 % и 41 % соответственно. Также были выявлены различия в микроструктурах материалов, полученных при разной толщине слоя, что обусловлено изменением температурных условий процесса вследствие увеличения объема расплава.

В четвертой главе исследовано межфазное взаимодействие расплава AlSi10Mg с керамическими частицами ZrN и AlN . Поскольку процесс СЛП сопровождается расплавлением порошкового слоя под воздействием лазерного излучения, важным критерием выбора армирующих наполнителей является их смачиваемость расплавом матрицы. Характеристики интерфейса между керамическими частицами и матрицей существенно влияют на свойства АКМ после лазерного синтеза. Дефекты на границе раздела фаз могут привести к нарушению передачи нагрузки в процессе деформации и последующему разрушению материала. Для оценки смачивания керамических образцов AlN и ZrN расплавами Al и AlSi10Mg использовался метод лежащей капли. На поверхности керамических пластин формировалась капля расплава, после чего с помощью камеры изучалась кинетика её растекания при температурах от 1150 до 1250 °C (рисунок 7).

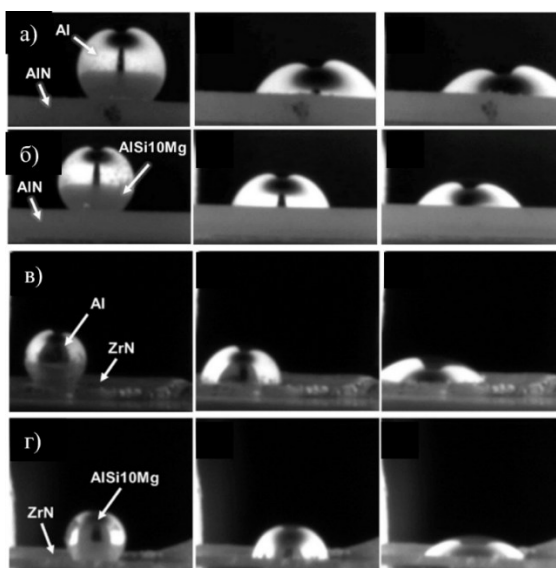


Рисунок 7 – Процесс растекания капли Al (а, в), AlSi10Mg (б,г) при температуре 1150-1250 °С на пластинке AlN (а,б) и на пластинке ZrN (в,г)

Рисунок 7 демонстрирует процесс растекания капель Al и AlSi10Mg на подложках ZrN и AlN. В начальный момент времени (рисунок 7а) краевой угол смачивания между AlN и AlSi10Mg составляет примерно 140° (рисунок 8а), что указывает на отсутствие смачивания. Спустя приблизительно 30 секунд после начала эксперимента наблюдается переход от несмачивания к смачиванию. Краевой угол смачивания уменьшался ($<90^\circ$), в то время как диаметр основания капли увеличивался (рисунок 8б), и расплав растекался по керамической пластине. В конце эксперимента угол смачивания для Al и AlSi10Mg составлял около 50°, а диаметр основания капли увеличился в 2,6 и 2,2 раза соответственно.

В случае подложки из ZrN (рисунок 7б) в начальный момент времени наблюдается несмачивание расплавами Al и AlSi10Mg (краевой угол смачивания $> 140^\circ$). Из рисунка 8 в, г видно, что со временем капли расплава растекаются по керамической подложке, что сопровождается уменьшением угла смачивания. Конечный краевой угол смачивания составил 30°, что на 60 % ниже по сравнению с системой AlN.

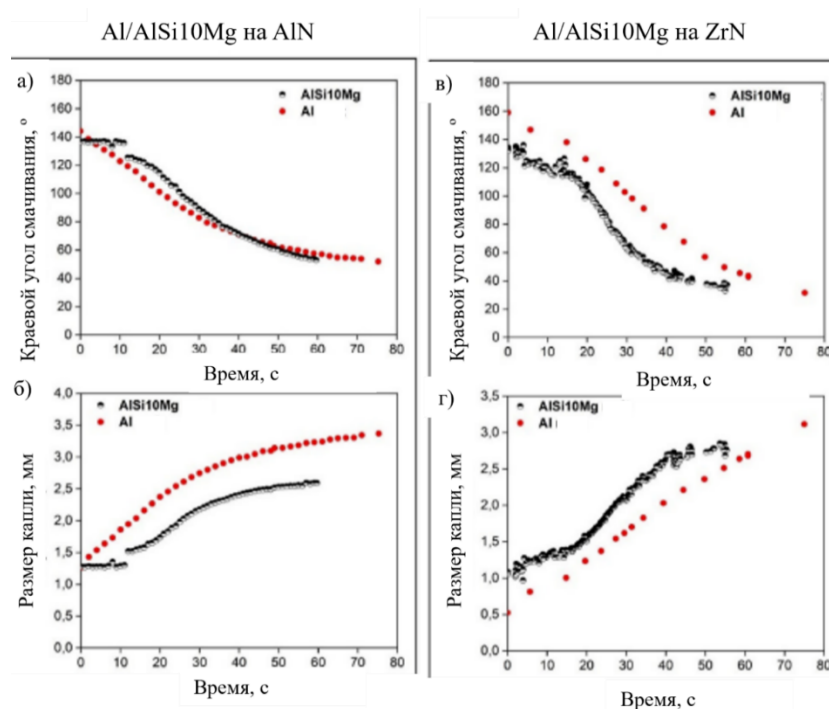


Рисунок 8 – Зависимость краевого угла смачивания и размера капли Al/AlSi10Mg на пластине AlN (а, б) и ZrN (в, г) от времени

Для исследования взаимодействия расплава алюминия с керамическими частицами были изготовлены шлифы в зоне границы капля-подложка. На рисунке 9а продемонстрирована микроструктура границы раздела сплава AlSi10Mg и AlN.

Установлено, что между каплями и пластиной из нитрида алюминия не образуется концентрационный градиент, который указывал бы на диффузию компонентов системы и межфазные реакции. Таким образом, смачивание AlN расплавами алюминия является нереактивным (инертным). Напротив, при линейном картировании образца системы Al-ZrN выявлена переходная область, указывающая на диффузию компонентов. В микроструктуре алюминиевых капель обнаружены кристаллы пластинчатой формы. Данные фазы состоят из Al и Zr в соотношении 3,3 к 1, что указывает на рост интерметаллических соединений в системе Al-Zr, предположительно со стехиометрией Al_3Zr .

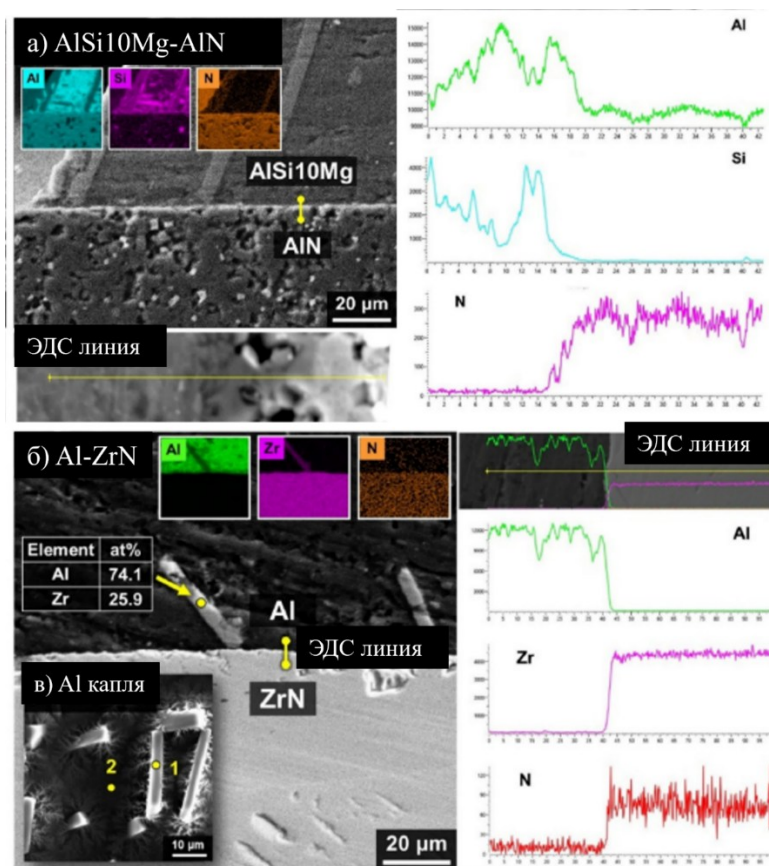


Рисунок 9 – СЭМ изображения поперечного сечения закристаллизовавшейся капли на пластине AlN (а) и ZrN (б, в)

На рисунке 9в показано, что интерметаллическая игольчатая фаза окружена дендритами. Предполагается, что в результате химического взаимодействия AlSi10Mg и ZrN формируется фаза $\text{Zr}(\text{Al}, \text{Si})_3$. Азот, оставшийся вакантным, в это время реагирует с алюминием с образованием дендритов AlN.

Обобщая результаты исследований по смачиванию, можно утверждать, что в системах Al-AlN и AlSi10Mg-AlN наблюдается нереактивный характер смачивания. Однако для систем с ZrN смачивание происходит в результате химической реакции на межфазной границе Al-ZrN или AlSi10Mg-ZrN, что приводит к образованию

пластинчатых кристаллов интерметаллического соединения Al_3Zr или $\text{Zr}(\text{Al},\text{Si})_3$, окружённых дендритами AlN . При этом краевой угол смачивания алюминиевой капли на керамической пластинке ZrN на 60 % меньше, чем в случае AlN , и составляет 30°.

В пятой главе был рассмотрен процесс СЛП для сплава AlSi10Mg , упрочненного керамическими частицами. В качестве армирующего компонента использовались частицы ZrN и AlN с медианным размером 2 мкм. Смешивание порошковых композиций осуществлялось в планетарной шаровой мельнице Activator-2S в стальных барабанах объёмом 250 мл со стальными шарами диаметром 6 мм. Объёмная доля керамики в AlSi10Mg составляла: 0,5, 1, 3 и 5 об. %. С целью сохранения сферической морфологии порошка AlSi10Mg и равномерного распределения керамических частиц был выбран низкоэнергетический режим смешивания: скорость вращения 200 об/мин, длительность 30 минут в атмосфере аргона, соотношение массы шаров к массе порошка составляло 20:1.

Процесс СЛП композитов, проводился на установке Addsol D50 со следующими технологическими параметрами: мощность лазера 350 Вт, скорость сканирования 1800 мм/с, толщина слоя 30 мкм и шаг сканирования 80 мкм. Образцы представляли собой кубы объёмом 1 см³ и лопатки на растяжение, ориентированные горизонтально относительно направления построения (рисунок 10).



Рисунок 10 – Образцы композита AlSi10Mg-ZrN , изготовленного методом СЛП

С увеличением объемной доли армирующего компонента в составе матрицы цвет сплавленных образцов изменялся от серого к более темному, при этом видимые дефекты на поверхности отсутствовали.

На рисунке 11 представлена зависимость количества внутренних дефектов от концентрации упрочняющей добавки в АКМ. Анализ полученных результатов показывает, что сплав AlSi10Mg и композиты с объемной долей керамики до 3 об. % характеризуются относительной плотностью более 99 %. На металлографических шлифах прослеживалась

тенденция к увеличению количества пор и их размера с увеличением концентрации керамических частиц. Наименьшее стандартное отклонение относительной плотности зафиксировано для образцов AlSi10Mg-0,5ZrN , что свидетельствует о стабильности процесса. С увеличением объёмной доли керамических частиц в АКМ дефектность увеличивалась. Наименьшие значения относительной плотности ($\sim 98.5\%$) наблюдались у образцов с 5 об. % керамических частиц.

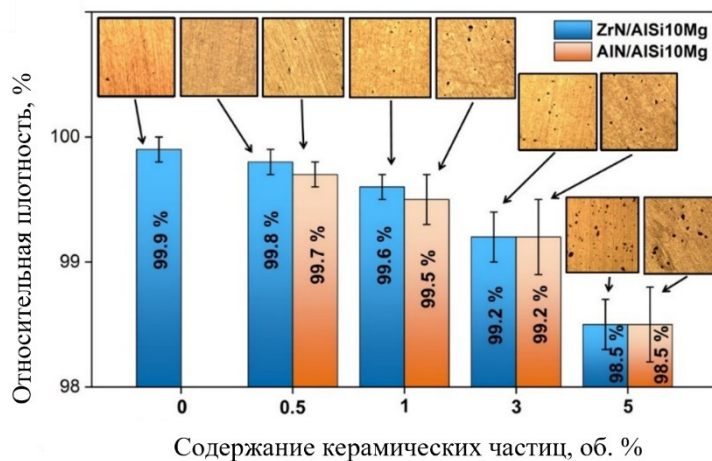


Рисунок 11 – Диаграмма зависимости относительной плотности от объемной доли керамических частиц ZrN и AlN в матрице AlSi10Mg.

Микроструктура композита AlN/AlSi10Mg с содержанием 5 об. % керамики представлена матрицей $\alpha\text{-Al}$, образовавшейся в результате кристаллизации, и эвтектической сеткой Al-Si с округлыми включениями Si (размером до 5 мкм), а также армирующими частицами AlN (рисунок 12а). При ближайшем рассмотрении видно, что часть частиц AlN характеризуется наличием дефектов на границе с алюминиевой матрицей. Образование несплошностей на границе раздела фаз в процессе СЛП объясняется низким краевым углом смачивания частиц AlN с AlSi10Mg, что подробно было рассмотрено в главе 4.

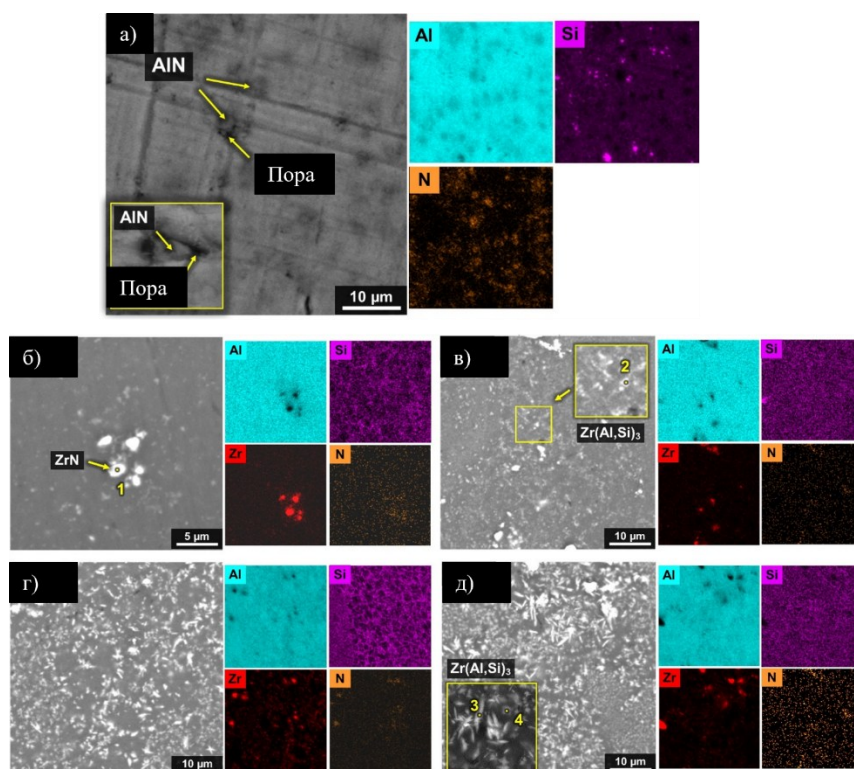


Рисунок 12 – Микроструктура композита AlSi10Mg-AlN (а) и AlSi10Mg-ZrN с содержанием ZrN 0,5 (б), 1 (в), 3 (г) и 5 об. % (д)

Во всех образцах композита ZrN/AlSi10Mg в отличие от AlN/AlSi10Mg крупные частицы Si не наблюдаются (отсутствуют зоны локализации Si на картах распределения элементов). Вместо этого на картах распределения Si некоторых образцов (рисунок 12 б) отчетлива видна эвтектическая сетка Al-Si, окружающая α -Al. Также в микроструктуре композитов обнаруживаются включения, морфология которых зависит от объемной доли ZrN. В образцах с объемной долей керамики 0,5 и 1 об. % наблюдаются мелкие включения. Увеличение содержания ZrN до 3 и 5 об. % приводит к формированию включений игольчатой морфологии длиной от 1 до 5 мкм, при этом точечные включения также присутствуют.

Элементный состав этих включений был изучен с использованием ЭДС анализа (таблица 1). Исходя из соотношения Al:Si:Zr, можно заключить, что точечные и игольчатые включения соответствуют фазе $Zr(Al,Si)_3$, образование которой наблюдали в процессе взаимодействия капли с керамической пластиной ZrN (см. главу 4). Исходные частицы ZrN и интерметаллиды демонстрируют прочную связь с алюминиевой матрицей, на межфазных границах какие-либо пустоты не наблюдаются.

Таблица 1 – Содержание элементов при точечном анализе ЭДС (рисунок б, в, д)

Точка	Al, ат. %	Si, ат. %	Zr, ат. %	N, ат. %	Возможная фаза
1	40,4	2,4	25,5	31,6	ZrN
2	82,5	10,4	7,2	-	Zr(Al,Si) ₃
3	76,8	13,4	9,8	-	
4	79,5	11,0	9,5	-	

В результате испытаний на одноосное растяжение были построены концентрационные зависимости механических свойств АКМ (рисунок 13). Установлено, что добавление 0,5 об. % AlN приводит к снижению предела прочности при растяжении с 410 до 393 МПа. Данная тенденция сохраняется при увеличении объёмной доли AlN. В интервале содержания нитрида алюминия от 0,5 до 5 об. % прочность монотонно снижается, достигая минимального значения 251 МПа. Такая тенденция к снижению прочностных характеристик связана с наличием несплошностей вокруг армирующих частиц, которые выступают в качестве концентраторов напряжений и приводят к снижению прочности АКМ.

Введение 0,5 об. % ZrN, напротив, способствует повышению прочности с 410 до 448 МПа, что выше на ~ 9 % по сравнению с исходным AlSi10Mg. При увеличении объёмной доли ZrN до 1 об. % прочность уменьшается до 431 МПа, а в интервале от 1 до 5 об. % прочность продолжает стремительно снижаться. Образец с максимальным содержанием керамики характеризуется наименьшей прочностью при растяжении (180 МПа), что в 2,3 раза ниже по сравнению с неармированным AlSi10Mg. Относительное удлинение при этом достигает максимальных значений ~ 4 %, что также ниже, чем у AlSi10Mg.

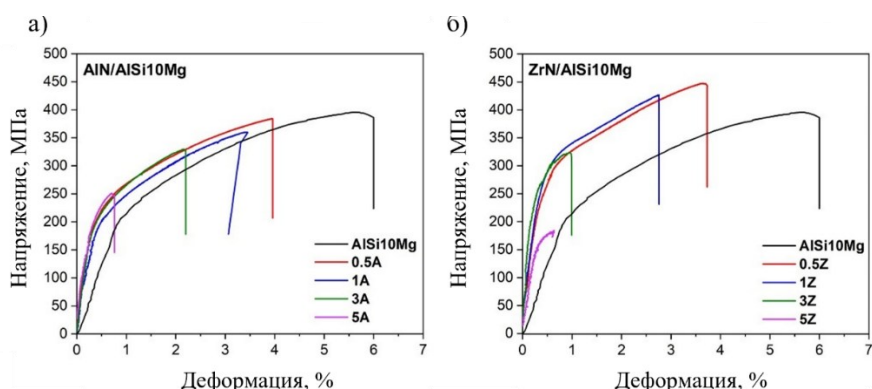


Рисунок 13 – Характерные кривые деформация-напряжение для композитов AlSi10Mg-AlN (а) и AlSi10Mg-ZrN (б) при различной объёмной доле керамики

Резюмируя полученные результаты, можно утверждать, что композиты систем ZrN/AlSi10Mg и AlN/AlSi10Mg характеризуются сопоставимой относительной плотностью, которая постепенно снижается с 99,8 до 98,5 % в интервале концентраций от

0.5 до 5 об. %. Добавление малого количества микронных частиц ZrN (до 1 об. %) в матрицу AlSi10Mg приводит к повышению прочности на $\sim 9\%$ при относительном удлинении 4 %. При дальнейшем увеличении объемной доли нитрида циркония наблюдается снижение как прочностных, так и пластических свойств АКМ. В отличие от этого армирование частицами AlN приводит к снижению прочностных характеристик независимо от объемной доли упрочняющей фазы. Таким образом, межфазное взаимодействие упрочняющих частиц и матрицы является одним из ключевых факторов при проектировании АКМ.

В пятой главе рассмотрено влияние скорости сканирования в процессе СЛП на однородность распределения керамических частиц ZrN в матрице AlSi10Mg. При этом содержание ZrN для всех образцов составляло 5 об. %, а скорость сканирования варьировалась от 300 до 2500 мм/с. Результаты СЭМ образцов представлены на рисунке 14[1].

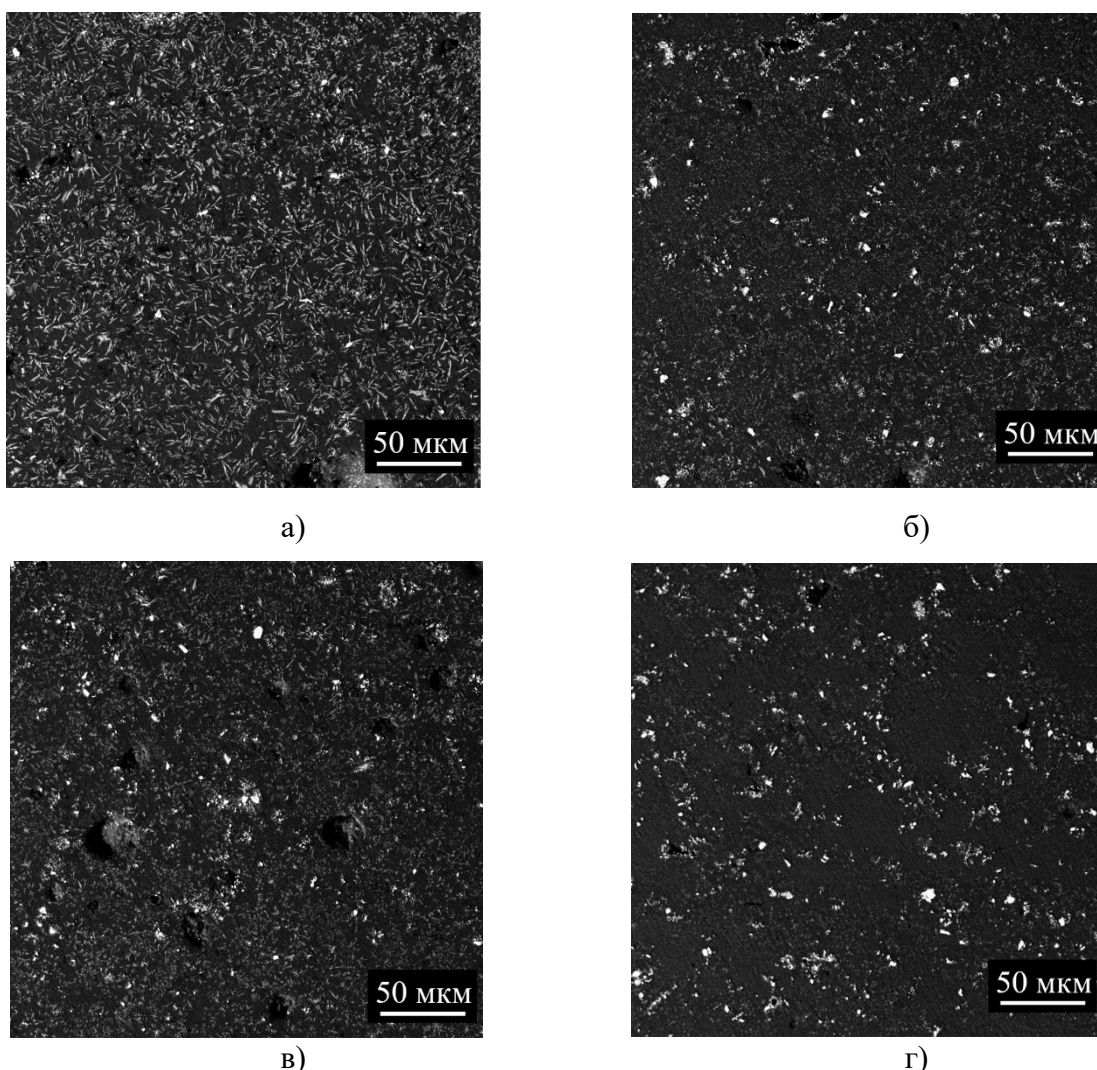


Рисунок 14 – СЭМ изображение композита AlSi10Mg-ZrN при скорости сканирования 300 (а), 900 (б), 1700 (в) и 2500 (г) мм/с

На СЭМ изображениях видно, что при низких скоростях сканирования микроструктура композита AlSi10Mg-ZrN представлена игольчатой фазой $Zr(Al,Si)_3$ (рисунок 14а), что согласуется с результатами главы 3. С другой стороны, при скорости сканирования 2500 мм/с наличие данной фазы минимально (рисунок 14г). Кроме того, размер включений игольчатой морфологии зависит от объемной плотности энергии в процессе СЛП. Скорость сканирования 300 мм/с способствует образованию игольчатых кристаллов размером ~ 5 мкм. Повышение скорости сканирования до 900 мм/с привело к уменьшению размера выделившихся частиц в 2 раза (средний размер ~ 3 мкм).

На рисунке 15 приведены дифрактограммы, полученные с помощью рентгенофазового анализа образцов AlSi10Mg/ZrN. Интенсивность дифракционных линий также зависит от скорости сканирования в процессе СЛП (рисунок 14), что согласуется с исследованием микроструктуры композитов. Установлено, что фазовый состав образцов, полученных при низких скоростях сканирования (300 и 900 мм/с), характеризуется наличием пиков тетрагональной фазы (Al,Zr,Si) пространственной группы $I4/mmm(139)$, что, как было рассмотрено ранее, соответствует фазе $Zr(Al,Si)_3$. Данная фаза присутствует во всех рассмотренных случаях, однако интенсивность ее пиков снижается с увеличением скорости сканирования. Также во всех образцах идентифицированы фазы, характерные для AlSi10Mg (α -Al Fm-3m (225), Si Fd-3m (227)), а также фаза керамики ZrN (ZrN-Fm-3m (225)).

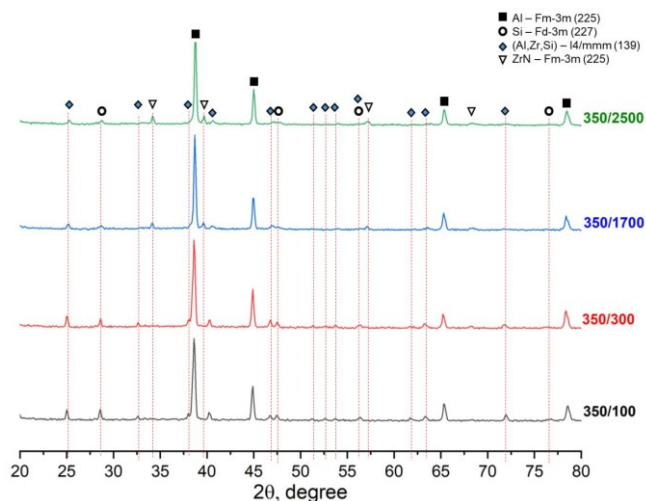


Рисунок 15 – Дифрактограммы композитов AlSi10Mg-ZrN полученных при различных скоростях сканирования

Определение однородности распределения керамических частиц ZrN в матрице AlSi10Mg было осуществлено с помощью обработки СЭМ изображений. Для идентифицированных армирующих частиц рассчитывались диаграммы Вороного.

Построение диаграмм осуществлялось на основе разделения изображения линиями, равноудаленными от керамических частиц. Таким образом, внутри каждой ячейки Вороного вписанные точки будут находиться ближе к этой самой частице внутри своего полиэдра, чем к другим полиэдрам, что характеризует пространственное распределение частиц в матрице. Для построения диаграмм, полученные СЭМ изображения обрабатывались в программном обеспечении ImageJ. Подробная схема методики приведена на рисунке 16.

Исходное изображение (рисунок 16а) подвергалось бинаризации с целью детектирования как переплавленных, так и исходных частиц (рисунок 16б), после чего выделенные участки с помощью функции Вороного трансформировались в ячейки (рисунок 16в). Полученная диаграмма Вороного исследовалась для определения характерных размеров ячеек и построения гистограмм распределения, по которым определялась ширина распределения (SPAN) согласно следующему выражению:

$$SPAN = \frac{D_{90} - D_{10}}{D_{50}} \quad (3)$$

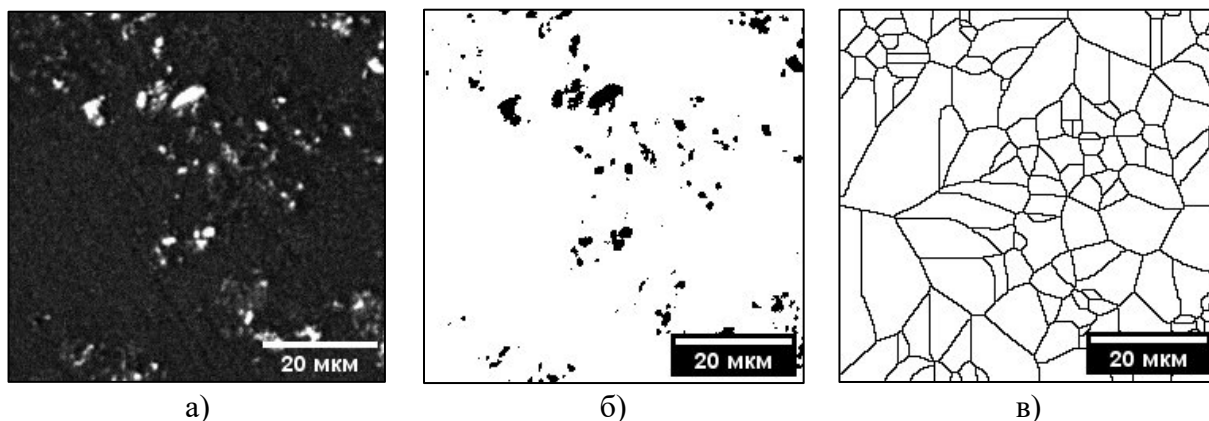


Рисунок 16 – Методика обработки изображения СЭМ (а) через бинаризацию (б) и построение диаграмм Вороного (в)

Традиционно параметр SPAN применяется для оценки ширины гранулометрического распределения порошков и не может быть напрямую использован для анализа пространственной неоднородности. Однако построение диаграмм Вороного по границам керамических частиц позволяет разбить микроструктуру композита на ячейки, площадь которых является мерой локального меж частичного расстояния. В связи с этим, расчет параметра SPAN для распределения площадей ячеек Вороного приобретает новый физический смысл. Построение полиэдров Вороного позволяет количественно оценить ширину пространственного распределения и, как следствие, степень однородности

диспергирования керамических частиц в матрице AlSi10Mg. Таким образом, чем меньше SPAN, тем более однородной является система. На основании полученных данных для композита AlSi10Mg/ZrN была построена зависимость величины SPAN от скорости сканирования (рисунок 17).

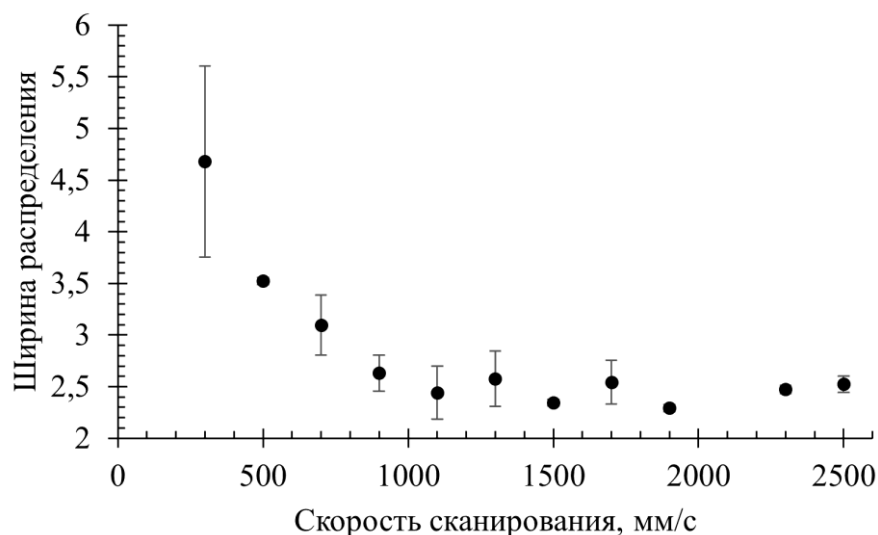


Рисунок 17 – Зависимости ширины распределения размеров у ячеек Вороного от скорости сканирования для композита AlSi10Mg-ZrN

Анализ данных, представленный на рисунке 17 показывает, что с увеличением скорости сканирования с 300 до 900 мм/с наблюдается значительное сужение распределения частиц на ~50 % (с 4,6 до 2,4). Это прежде всего обусловлено тем, что при низкой скорости сканирования происходит интенсивный рост фазы $Zr(Al,Si)_3$, образованной в результате химического взаимодействия керамических частиц ZrN с алюминиевой матрицей. При этом длина сформированных кристаллов достигает 10 мкм. Дальнейшее увеличение скорости сканирования менее выражено влияет на величину SPAN.

Таким образом, равномерность распределения керамических частиц в матрице AlSi10Mg выше при распределении керамики гидродинамическими потоками в ванне расплава, нежели растворением и выделением новой фазы. Неравномерность роста фазы $Zr(Al,Si)_3$ может быть связана с анизотропной структурой после процесса СЛП и неравномерным распределением тепла при кристаллизации ванны расплава. Таким образом, можно отметить, что изготовление АКМ (на примере AlSi10Mg/ZrN) требует всестороннего контроля процессов плавления и кристаллизации. Однородность распределения упрочняющих добавок, параметры лазерного синтеза и объемная доля керамических частиц в совокупности определяют микроструктуру и механические свойства конечного композита.

Выводы:

1. Установлено, что повышение толщины порошкового слоя в процессе СЛП сплава AlSi10Mg приводит к формированию градиента морфологии внутренних дефектов по высоте образца. Нижняя часть изделий характеризуется наличием сферических газовых пор размером до 50 мкм, тогда как верхняя часть содержит либо дефекты несплавления, либо поры замочной скважины в зависимости от условий синтеза. С ростом толщины слоя градиент морфологии дефектов становился более выраженным. Данный эффект обусловлен зависимостью количества переплавлений от номера слоя: у самого нижнего слоя определенный объем материала переплавляется лишь единожды, тогда как после нескольких слоев количество переплавлений постоянно и процесс стационарен. Газ, находящийся между частицами порошка, захватывается расплавом, формируя пузырьки и закристаллизовывается в виде пор, если не вышел на поверхность расплава. При этом вероятность перемещения газа на поверхность уменьшается пропорционально снижению кратности переплавления материала.

2. Выявлено, что повышение толщины порошкового слоя сопровождается изменением микроструктуры сплава AlSi10Mg . Доля равноосных зерен заметно снижается с ростом толщины слоя, сменяясь на зерна вытянутые вдоль фронта кристаллизации расплава. Эффект обуславливается наличием большего объема расплавленного материала, окруженного порошковой средой с низкой теплопроводностью. Для обеспечения качественного проплавления увеличенной толщины слоя требуется повышение объемной плотности энергии, что создает риск перехода в режим замочной скважины и нестабильности ванны расплава, ведущей к образованию дефектов. Определено, что получение материала с низким содержанием дефектов возможно при толщине слоя 50 мкм, что позволяет снизить количество необходимых слоев на 67 % во время процесса СЛП. Для этих условий синтеза предел прочности при вертикальной консолидации составил 440 ± 9 МПа при относительном удлинении $5,5 \pm 0,5$ %.

3. Показано, что алюмоматричные композиты AlSi10Mg/AlN и AlSi10Mg/ZrN , синтезированные методом СЛП, имеют относительную плотность более 99% при содержании керамических частиц 0,5 и 1 об. %. Дальнейшее повышение объемной доли упрочняющих добавок до 3 и 5 об. % сопровождается повышением количества дефектов в материале. Прочностные характеристики композита AlSi10Mg/AlN с увеличением содержания нитрида алюминия уменьшаются с 393 ± 12 МПа до 251 ± 37 МПа при относительном удлинении $4,0 \pm 0,6$ % и $0,7 \pm 0,3$ % соответственно. Выявлено, что ключевым фактором эффективности упрочнения являлось межфазное взаимодействие. При содержании нитрида циркония 0,5 об. % предел прочности возрастает до 448 ± 13 МПа, что

на 9 % больше предела прочности чистого AlSi10Mg, синтезированного в горизонтальном направлении.

4. Проанализировано смачивание керамических подложек ZrN и AlN расплавом AlSi10Mg. Установлено, что для системы AlSi10Mg/AlN наблюдается неактивное смачивание с краевым углом смачивания 50° в температурном интервале от 1150 до 1250 $^\circ\text{C}$, что подтверждено исследованием микроструктуры границы раздела фаз. Система AlSi10Mg/ZrN характеризуется реактивным смачиванием с краевым углом смачивания менее 30° и химическим взаимодействием, которое подтверждается образованием пластинчатых кристаллов $\text{Zr}(\text{Al},\text{Si})_3$ на границе раздела фаз.

5. Предложен критерий оценки однородности распределения упрочняющих частиц на примере композита AlSi10Mg/ZrN (5 об. %), основанный на анализе диаграмм Вороного. В качестве количественной меры пространственной однородности микроструктуры использован параметр ширины распределения (SPAN) площадей полиэдров Вороного. Установлено, что изменение скорости сканирования в процессе СЛП от 300 до 2500 мм/с существенно влияет на распределение керамической добавки в структуре АКМ. Снижение скорости до 300 мм/с приводит к увеличению SPAN до 4,7, что свидетельствует о широком распределении и наличии агломераций керамических частиц в матрице. Повышение скорости сканирования (более 1000 мм/с) обеспечивает снижение ширины распределения на ~90 %, что подтверждает увеличение однородности распределения ZrN в матрице AlSi10Mg за счет перемещения частиц гидродинамическими потоками в ванне расплава.

Список публикаций по теме диссертации

1. Maria Bogdanova, Stanislav Chernyshikhin, Andrey Zakirov, Boris Zotov, Leonid Fedorenko, Sergei Belousov, Anastasia Perepelkina, Boris Korneev, Maria Lyange, Ivan Pelevin, Inna Iskandarova, Ella Dzidziguri, Boris Potapkin, Alexander Gromov // Mesoscale Simulation of Laser Powder Fusion with an Increased Layer Thickness for AlSi10Mg Alloy. Journal of Manufacturing and Materials Processing (JMMP). – 2024. – V. 8 (1). – pp. 7
2. Stanislav Chernyshikhin, Leonid Fedorenko, Vladimir Egorov, Boris Zotov, Veniamin Brykin, Konstantin Korobov, Anton Nalivaiko, Dmitriy Zhrebtsov, Maria Lyange, Ivan Pelevin // Laser powder bed fusion of AlSi10Mg with increased layer thickness for higher building rate. International Journal of Lightweight Materials and Manufacture. – 2024. – V. 9 (1). – pp. 37-46
3. Suvorova V.S., Fedorenko L.V., Zhevnenko S.N., Zotov B.O., Egorov V.Yu, Zhrebtsov D.D., Suvorov D.S., Khaydarov B.B., Kotyakova K.Yu, Nepapushev A.A., Kovalev I.A.,

Moskovskikh D.O., Chernyshikhin S.V. // Laser powder bed fusion of AlN and ZrN reinforced AlSi10Mg matrix composites: Effect of wettability and volume fraction on microstructure and mechanical properties. International Journal of Lightweight Materials and Manufacture. – 2024. – V. 8 (4). – pp. 469-482

4. M. V. Lyange, B. O. Zotov, L. V. Fedorenko, V. Yu. Egorov & S. V. Chernyshikhin // Selective laser melting of aluminum-based composites: challenges and prospects. Metallurgist. – 2024. – V. 69. – pp. 541-551

5. A. N. Arnautov, E. L. Dzidziguri, D. D. Zhrebkov, L. V. Fedorenko, S. V. Chernyshikhin // Investigation of the microstructure of the AlSi10Mg + ZrN composite material obtained by selective laser melting. Inorganic Materials: Applied Research. – 2026. – V. 14. – pp. 799-805