

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

Логинова Ирина Сергеевна

ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ В ПРОЦЕССЕ ЛАЗЕРНОЙ
ОБРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫХ ДЛЯ
АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

Специальность 05.16.01

Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Автореферат диссертации

на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель: кандидат технических наук

Солонин Алексей Николаевич

Москва, 2019

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы

Технологии аддитивного производства являются ключевым направлением развития получения металлических изделий благодаря ряду преимуществ: возможность изготовления деталей сложной формы с внутренними полостями и тонкими перегородками; существенная экономия материала за счет точного изготовления детали заданной формы по компьютерной модели, что не требует применения последующих операций точения, фрезеровки, резки; достижение более высокого уровня механических свойств благодаря повышенным по сравнению со стандартным литьем скоростям охлаждения, в условиях которых формируется более дисперсная структура. Технологии аддитивного производства основаны на селективном сплавлении частиц металлического порошка твердотельным лазером непрерывного действия слой за слоем, что позволяет получать объемные изделия. Большой интерес представляют сплавы на основе алюминия и изготовление из них различных изделий ответственного назначения методами аддитивного производства. Однако особенности аддитивного производства, связанные с применением лазерного излучения, накладывают целый ряд ограничений на материалы, пригодные для этих технологий. Прежде всего, сплавы должны иметь малую склонность к образованию дефектов при лазерной сварке (трещин, пор, оксидных плен); иметь высокую коррозионную стойкость с учетом условий эксплуатации; обладать стабильными свойствами при различных видах нагружения (статических, динамических).

В настоящее время разработаны порошки для аддитивных технологий на основе систем Al-Si, Al-Mg-Sc, Al-Zn-Mg, однако реальное применение имеет только порошок силумина марки AlSi10Mg и порошок Al-4,6Mg-0,66Sc-0,42Zr-0,49Mn (Scalmalloy®), которые обладают высокими показателями технологичности при лазерном сплавлении. Разработка новых сплавов для аддитивных технологий является важной задачей, однако сильно затруднена необходимостью получения специальных порошков из экспериментальных сплавов, а также высокой стоимостью 3D принтеров. В связи с этим актуальной задачей является разработка методики, позволяющей проводить анализ поведения сплавов в условиях лазерной обработки, оценивать склонность сплавов к образованию дефектов с минимальными затратами времени и материала, получая при этом воспроизводимые в условиях аддитивного производства результаты.

Цель работы

Целью работы является разработка методики, основанной на использовании лазера импульсно-периодического действия, позволяющей проводить анализ структурообразования в многофазных сплавах в условиях быстрой кристаллизации, и применение этой методики для улучшения технологичности известных и создания новых алюминиевых сплавов, предназначенных для аддитивных технологий.

Для достижения поставленной цели в рамках данного исследования необходимо было решить **следующие задачи**:

1. Изучить закономерности структурообразования в сплавах на основе алюминия в зависимости от мощности лазерного излучения.

2. Установить влияние температуры подложки на морфологию и размер избыточных фаз, а также размер зерна в многокомпонентных системах.

3. Изучить влияние структуры предыдущего слоя на формирование структуры в последующих слоях

4. На основании полученных данных разработать методы, позволяющие моделировать условия структурообразования в аддитивном производстве при лазерной обработке, а именно:

- выбор параметров лазерной обработки, которые обеспечивают формирование оптимальной структуры;

- анализ процессов, приводящих к дефектообразованию.

5. На основе разработанной методики предложить способы улучшения технологичности алюминиевых сплавов с широким интервалом кристаллизации и разработать новые сплавы на основе алюминия с добавками переходных металлов, предназначенные для аддитивного производства.

Актуальность работы подтверждается участием автора в качестве исполнителя в поддержанных проектах, реализуемых по теме исследования:

1. Договор с Министерством образования и науки РФ, задание № 2014/113.

2. Комплексный проект по созданию высокотехнологичного производства по теме: "Создание материалоеффективного производства порошков алюминиевых сплавов и разработка аддитивных технологий изготовления деталей систем управления авиационной техники". Договор с Министерством образования и науки РФ №03.G25.31.0266 от 28 апреля 2017 г.

Научная новизна

1. На основе экспериментальных данных предложена схема формирования структуры в условиях многократного переплава малых объемов металла, согласно которой важнейшими факторами, оказывающими влияние на структурообразование, являются не только температура основного металла, окружающего ванну расплава, контролирующая скорость роста фаз от границы с подложкой, но и количество центров кристаллизации вдали от подложки.

2. Установлены особенности образования однородной дисперсной структуры сплавов системы Al-Mg-Zr-Sc при лазерной обработке, которые заключаются в том, что в условиях умеренного переохлаждения ванны расплава при плотностях энергии 60-135 Дж/мм³ происходит образование первичных кристаллов фазы Al₃Zr, являющихся центрами кристаллизации, что приводит к уменьшению влияния направленного теплоотода и подавлению столбчатой кристаллизации.

3. Установлена взаимосвязь между концентрациями модификаторов Ti и В и структурой и механическими свойствами сплавов систем Al-Mg и Al-Zn-Mg, формирующимися в условиях

быстрой кристаллизации после лазерного плавления. Ti и В полностью подавляют столбчатую кристаллизацию только при концентрации больше 2 %, что приводит к формированию мелкодисперсной однородной структуры, а также повышению твердости на 20 % (до 100 HV).

4. С применением разработанной методики предложены новые сплавы на основе системы Al-Fe-Ni для аддитивного производства, характеризующиеся высокой технологичностью при лазерной обработке, высоким уровнем характеристик механических свойств, и их термической стабильностью до температуры 250 °С.

Практическая значимость

1. Разработана методика анализа структурообразования в многофазных сплавах в условиях быстрой кристаллизации, реализуемых в аддитивном производстве, позволяющая сделать заключение о возможности использования исследуемых сплавов для технологии селективного лазерного сплавления на основе данных микроструктурного анализа, оценки свариваемости и механических свойств.

2. С использованием предложенной методики описаны способы повышения технологичности сплавов с широким эффективным интервалом кристаллизации при лазерной обработке. Впервые предложено вводить лигатуру Al-5%Ti-1%B в количестве 1-3% в сплав Al-4,7%Mg-0,3%Mn-0,2%Sc-0,1%Zr и для его использования в аддитивном производстве. Показано, что в присутствии фаз Al_3Ti , TiB_2 меняется характер кристаллизации сплава, что приводит к равномерному распределению жидкой фазы в эффективном интервале кристаллизации и уменьшению горячеломкости при лазерной обработке.

3. Предложены составы новых композиций на основе системы Al-Fe-Ni, перспективных для создания изделий, пригодных для эксплуатации при температурах до 250 °С, методами аддитивного производства.

Методы исследования

Плавление поверхности массивных образцов проводили с использованием лазерной установки импульсно-периодического действия в широком диапазоне мощностей лазерного излучения с целью разработки методики анализа структурообразования в алюминиевых сплавах. Получение опытных образцов из порошков экспериментальных сплавов проводили методом селективного лазерного плавления и прямого лазерного наплавления при варьировании различных параметров процесса. В работе использовали комплекс современных аналитических методик, включающих в себя растровую и просвечивающую электронную микроскопию, дифракцию обратно рассеянных электронов (EBSD), рентгенофазовый и микрорентгеноспектральный анализ, дифференциальную сканирующую калориметрию. Механические свойства определяли методом испытания плоских образцов на одноосное растяжение и измерением твердости.

Положения, выносимые на защиту:

1. Закономерности структурообразования в многофазных сплавах в зависимости от мощности лазерного излучения и температуры подложки в условиях быстрой кристаллизации, реализуемых в аддитивном производстве;

2. Воспроизводимость условий структурообразования в массивных образцах на компактных образцах полученных методом селективного лазерного плавления порошков сплавов систем Al-Mg, Al-Fe-Ni;

3. Закономерности влияния концентраций модифицирующих добавок титана и бора и эвтектикообразующих добавок иттрия и церия на структуру и механические свойства различных алюминиевых сплавов с широким интервалом кристаллизации.

Личный вклад:

Основные результаты, представленные в работе, получены автором лично либо при его непосредственном участии. Автор самостоятельно занимался постановкой задач, организацией экспериментов, анализом полученных результатов и формулированием выводов. Автором подготовлены основные публикации по теме диссертации.

Апробация работы

Основные материалы диссертационной работы доложены и обсуждены на XVI Международной научно-технической Уральской школе-семинаре металловедов-молодых ученых, г. Екатеринбург, 7-11 декабря, 2015; Международной научно-технической конференции «Нанотехнологии функциональных материалов НФМ 16, г. Санкт-Петербург, 21-25 июня, 2016; IV Всероссийской молодежной школе-конференции «Современные проблемы металловедения», г. Севастополь, 12-17 сентября 2016, 101-107; XVII Уральской школе-семинаре металловедов-молодых ученых, г. Екатеринбург, 5-9 декабря, 2016; 8th International Symposium on High-Power Fiber Lasers and Their Applications. Laser Optics 2016; III Международной конференции "Лазерные, плазменные исследования и технологии", г. Москва, 24-27 января 2017 года; 24 Международном симпозиуме по метастабильным, аморфным и наноструктурным материалам, г. Сан-Себастьян, Испания, 18-23 июня 2017;

Публикации:

Основные результаты диссертации представлены в 10 статьях в научных высокорейтинговых журналах, входящих в список ВАК, 6 докладах на российских и международных научных конференциях.

Структура и объем диссертации состоит из введения, пяти глав, выводов по главам, списка использованной литературы, включающего 156 источников. Диссертация изложена на 157 страницах и включает 20 таблиц и 96 рисунков.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

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

В первой главе проведен анализ литературы по дефектам сварных соединений, возникающих в алюминиевых сплавах при сварке плавлением. Проанализированы причины их появления и методы устранения. Исследованы существующие на данный момент технологии аддитивного производства, их особенности, достоинства и недостатки. Выявлены основные

закономерности образования кристаллизационных трещин, пористости, анизотропии свойств и высоких термических напряжений при аддитивном производстве изделий из алюминиевых сплавов. Установлены закономерности выбора систем легирования сплавов на основе алюминия, предназначенных для аддитивного производства.

Во второй главе выбраны объекты и методики расчетных и экспериментальных исследований исходя из анализа литературы и поставленных в работе задач. В качестве объектов исследования выбраны многокомпонентные сплавы на основе системы Al-Mg, дополнительно легированные Mn, Zr, Sc, Ti, B, сплавы на основе системы Al-Zn-Mg легированные Ti и B, сплавы на основе системы Al-Cu-Mg легированные Ce и Y и сплавы на основе системы Al-Fe-Ni, где содержание легирующих компонентов варьировали в широком диапазоне.

Выплавку сплавов проводили в электрической печи сопротивления с использованием алюминия, магния, цинка и лигатур Al-10%Mn, Al-3,5%Zr, Al-2%Sc, Al-5%Ti-1%B, Al-10%Cr, Al-53,5%Cu, Al-20%Ce, Al-10%Y, Al-10%Fe, Al-10%Ni. Полученные слитки разрезали на пластины толщиной 1,5-2 мм с помощью установки электроэрозионной резки. Поверхность образцов шлифовали и обрабатывали последовательно 15% водным раствором HNO₃ и 40 % водным раствором NaOH либо применяли электролитическое травление в спиртовом растворе HClO₄ при напряжении 20-25 В в течение 5-10 сек для удаления оксидной пленки. Поверхность полученных образцов плавил лазером импульсно-периодического действия с разной мощностью излучения на установке МУЛ-1-М-200.

Образцы, полученные методом селективного лазерного плавления (СЛП) синтезировали на 3D принтере Solution SLM 280 из порошка со средним размером частиц 35 мкм при мощности 180 Вт, скорости сканирования 220 мм/с и перекрытии 0,15 мм. Порошок получали методом распыления расплава азотом. Форма частиц была сферической или округлой (коэффициент формы 1,0-2,0). Траектория перемещения лазерного луча менялась от слоя к слою на 90 °.

Образцы, полученные методом прямого лазерного наплавления (ПЛН) синтезировали на промышленной установке HC-205 HUFFMAN из порошков со средним размером 80 мкм при мощности 150-250 Вт, скорости сканирования 762 мм/мин, перекрытии 0,5 мм. Так как в этом методе аддитивного производства используется коаксильное сопло, и подача металлического порошка происходит потоком аргона, строгих требований к форме частиц нет. Поэтому для этой установки порошок получали измельчением стружки в планетарной шаровой мельнице РМ400. Форма частиц при этом была угловатой (коэффициент формы 2,0-5,0).

Расчет величины эффективного интервала кристаллизации экспериментальных сплавов осуществляли с помощью программного продукта Thermo-Calc. Температуру неравновесного солидуса сплавов определяли методом дифференциальной сканирующей калориметрии на калориметре «Setaram Labsys» в атмосфере аргона.

Структуру образцов изучали на шлифах, изготовленных на установке Struers LaboPol, м использованием светового микроскопа Neophot-30 в белом и поляризованном свете; методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) и в режиме отраженных электронов с

помощью сканирующего электронного микроскопа TESCAN VEGA 3LMH; а также с помощью просвечивающих электронных микроскопов JSM 2000-EX и JEOL 2100.

Микротвердость областей после лазерной обработки измеряли методом Виккерса с помощью микротвердомера Wolpert при нагрузке 500 г и выдержке 10 сек.

Температуру разогрева основного металла при лазерной обработке и прямом лазерном наплавлении определяли с помощью хромель-алюмелевой термопары и использованием аналого-цифрового преобразователя при частоте 5кГц.

Испытания на растяжение проводили на универсальной испытательной машине Zwick/Roell Z250, по которой определяли значения пределов прочности сварных соединений и основного металла и на основе полученных результатов рассчитывали коэффициент свариваемости как отношение предела прочности сварного шва к пределу прочности основного металла.

В третьей главе проанализировано влияние температуры и теплоотвода на формирование структуры в сплавах на основе алюминия в условиях быстрого охлаждения. В качестве объекта исследования был выбран сплав следующего состава: Al-5%Mg-0,6%Zr-0,5%Sc. Для создания

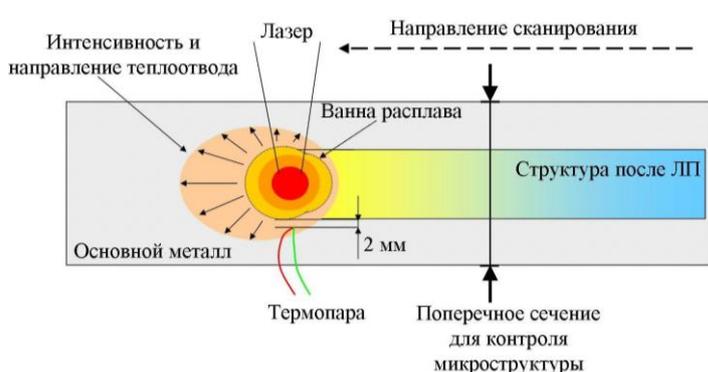


Рис. 1 - Схема лазерного плавления поверхности в виде одиночного трека сплава Al-5%Mg-0,6%Zr-0,5%Sc

разных условий кристаллизации поверхность экспериментальных образцов расплавляли лазером с разной мощностью излучения по схеме приведенной на рис. 1. Для варьирования этого параметра в диапазоне 26,3 – 56,2 Вт изменяли напряжение излучения и длительность импульсов. Структуру и дефекты изучали на полученных одиночных треках в поперечном

направлении. Такие условия обработки позволяют проводить анализ в упрощенной форме, исключая наложение соседних треков и слоев, как это происходит при СЛП объемных образцов.

Установлено, что с повышением мощности лазерного излучения от 26,3 до 56,2 Вт увеличивается температура основного металла на границе с расплавленной областью от 80 до 320 °С соответственно. Анализ структуры после лазерной обработки в виде одиночных треков выявил, что при малых мощностях обработки от 26,3 до 36,7 Вт, которые соответствуют плотностям энергии 135-450 Дж/мм³, формируются столбчатые кристаллы, расположенные преимущественно на границе с основным металлом, и равноосные кристаллы в центре обработанных областей. Направление столбчатых кристаллов перпендикулярно границе расплавленной области (рис.2а), что указывает на воздействие интенсивного направленного теплоотвода от границы расплав/основной металл.

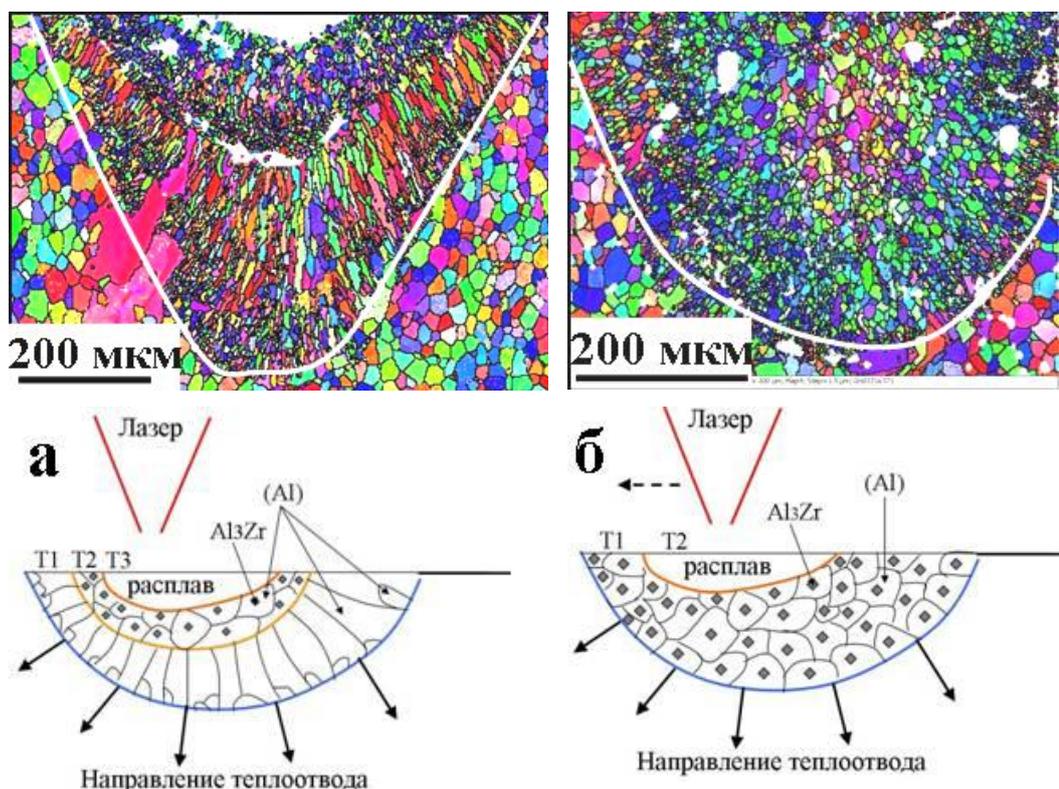


Рис. 2 – Микроструктура и схема формирования структуры в условиях направленного теплоотвода при (а) 36,7 и (б) 42,7 Вт

С повышением мощности от 40,4 Вт до 56,2 Вт, что соответствует плотностям энергии 60-120 Дж/мм³, наблюдался переход от столбчатой структуры к полностью равноосной (рис.2б). Формирование такой структуры связано со значительными изменениями условий кристаллизации, что обусловлено более сильным разогревом соседних областей основного металла и уменьшением температурного градиента при кристаллизации ванны расплава.

По формуле (1) была рассчитана скорость охлаждения расплава в интервале кристаллизации.

$$\frac{\partial T}{\partial t} = k \cdot (T_s - T) \quad (1)$$

где T – температура ванны расплава, °С;

T_s – температура основного металла, °С;

k – коэффициент пропорциональности, с⁻¹;

t – время, с.

Повышение температуры основного металла от 80 до 320 °С приводит к снижению скорости охлаждения ванны расплава в интервале кристаллизации на 30%. Большой разогрев основного металла приводит к снижению скорости теплоотвода при затвердевании и, соответственно, к снижению скорости кристаллизации, что формирует условия для зарождения равноосных зерен и подавлению роста столбчатых кристаллов. Установлено, что средний размер

зерна варьируется от 0,5 до 4,1 мкм от границы с основным металлом к центру обработанной области. В структуре, полученной при малых мощностях, где присутствуют столбчатые кристаллы средний размер зерна больше и составляет 10,8 мкм.

Мощность лазера 40 Вт является пороговой, так как при повышении этого значения (и соответственно уменьшении плотности энергии) наблюдается переход от смешанного типа структуры со столбчатыми и равноосными кристаллами к структуре только с равноосными кристаллами. Решающим в структурообразовании является температура разогрева соседних областей основного металла. Так, с повышением мощности рост столбчатых кристаллов подавляется, что связано с проявлением эффекта модифицирования. При малых мощностях ЛП степень переохлаждения расплава настолько высока, что в интервале кристаллизации зарождение фазы Al_3Zr полностью или частично подавляется (рис. 3). При высоких мощностях наоборот достигается такая степень переохлаждения, при которой успевает происходить зарождение первичных кристаллов алюминидов фазы Al_3Zr , которые при дальнейшей кристаллизации выступают в качестве центров зарождения новых зерен алюминиевого твердого раствора.

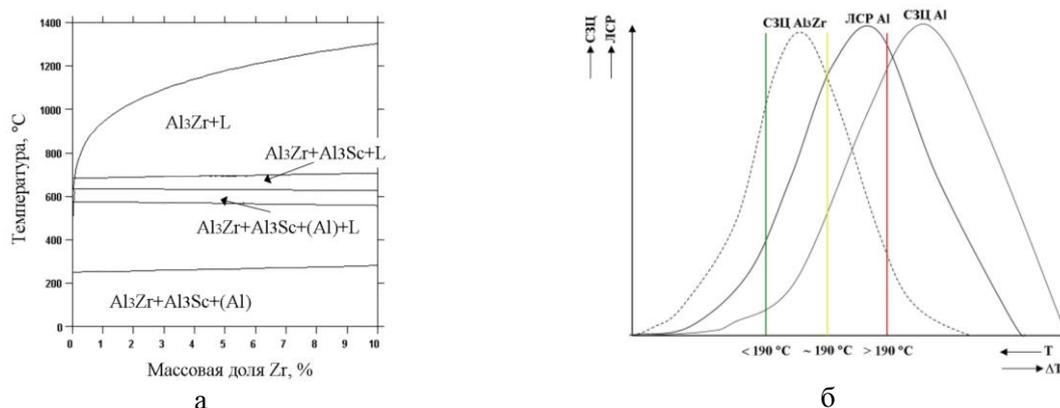


Рис. 3 – Политермический разрез системы Al-5%Mg-0,5%Sc-(0-10)%Zr (а) и зависимость скорости зарождения центров кристаллизации (СЗЦ) и линейной скорости роста кристаллов (ЛСР) от степени переохлаждения ΔT (б)

Установлено, что при искусственном подогреве подложки до температур 130 и 175 °С в процессе непрерывного лазерного плавления поверхности сплава Al-5%Mg-0,6%Zr-0,5%Sc происходит повышение температуры основного металла на границе с ванной расплава до 200 и 320 °С соответственно. В структуре формируется полностью однородная структура со средним размером зерна $4,7 \pm 0,3$ мкм. При непрерывном лазерном плавлении поверхности сплава того же состава при исходной температуре подложки 25 и 75 °С происходит повышение температуры основного металла на границе с ванной расплава до 100 и 165 °С соответственно. Микроструктура полученных треков состоит из двух типов кристаллов: столбчатых на периферии и равноосных в центре областей после плавления. Полученные в ходе такого эксперимента данные подтверждают, что пороговой температурой, оказывающей существенное влияние на изменение условий кристаллизации сплава Al-5%Mg-0,6%Zr-0,5%Sc является температура 190 °С, как было показано на примере образования структуры в отдельных треках.

Показано, что твердость участков после лазерного плавления с разной мощностью излучения равна 83 ± 1 HV в состоянии после лазерной обработки и 127 ± 3 HV после лазерной обработки и гетерогенизационного отжига при температуре 370°C 6 часов, целью которого является получить упрочняющую дисперсную фазу типа $\text{Al}_3(\text{Zr,Sc})$.

В работе проводили сопоставление полученных типов структур при лазерном плавлении поверхности массивных образцов с образцами, синтезированными методом СЛП. В качестве общего параметра, характеризующего процессы СЛП и ЛП, была использована плотность энергии, которая показывает количество энергии, расходуемое на расплавление определенного объема металла. Микроструктура СЛП образцов, полученных при плотностях энергии $180\text{-}190$ Дж/мм³ из порошка сплава $\text{Al-5\%Mg-0,6\%Zr-0,55\%Sc}$ имеет более сложный характер по сравнению со структурой после лазерного плавления (рис.4). В структуре СЛП образца формируются столбчатые кристаллы со средним размером 12 мкм в поперечном сечении в местах с повышенным направленным теплоотводом и мелкие равноосные зерна, средний размер которых меняется от $0,4$ мкм до $3,3$ мкм, которые формируются в условиях меньшего теплоотвода. Твердость СЛП образцов равна 93 ± 1 HV в исходном состоянии и 148 ± 1 HV после гетерогенизационного отжига.

Установлено, что подобие структур, заключающееся в формировании двух типов кристаллов, столбчатых и равноосных, имеющих одинаковый средний размер зерна, полученных после лазерной обработки поверхности массивных образцов и СЛП порошка сплава $\text{Al-5\%Mg-0,6\%Zr-0,55\%Sc}$, наблюдается при плотностях энергии $145\text{-}180$ Дж/мм³ и 180 Дж/мм³ соответственно. Выявлено, что при содержании циркония и скандия в Al-5\%Mg в диапазоне от $0,5$ до $0,6\%$ каждого, после лазерной обработки отсутствуют кристаллизационные трещины, несмотря на широкий эффективный интервал кристаллизации.

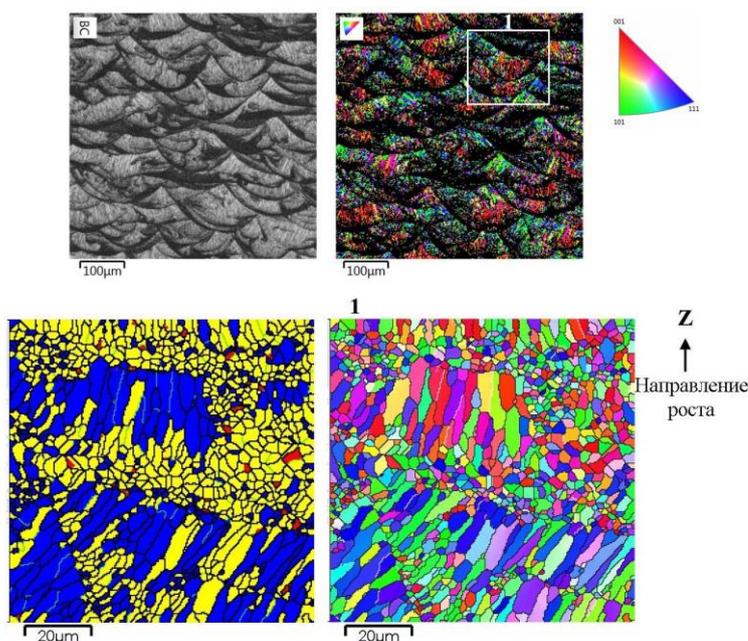


Рис. 4 – Типичная микроструктура СЛП образца сплава $\text{Al-5\%Mg-0,6\%Zr-0,55\%Sc}$ в поперечном направлении, полученная методом EBSD анализа

В четвертой главе изучены особенности влияния модифицирующих и эвтектикообразующих добавок на структурообразование в условиях быстрой кристаллизации сплавов на основе алюминия, имеющих широкий эффективный интервал кристаллизации.

Сплавы 1545К и АА7020. Сплавы 1545К (Al-4,7% Mg-0,32% Mn-0,21% Sc-0,1% Zr) и АА7020 (Al-4,5% Zn-1,5% Mg-0,3% Mn-0,35% Cr-0,3% Zr) являются перспективными материалами для аддитивных технологий благодаря возможности их упрочнения в процессе термической обработки, однако имеют склонность к образованию кристаллизационных трещин, в частности при СЛП порошков. Образование трещин связано с широким эффективным интервалом кристаллизации, расчетные значения которых равны 160 °С и 200 °С для сплавов 1545К и АА7020 соответственно.

Установлено, что после ЛП сплава 1545К в диапазоне мощностей 26,3 – 42,7 Вт в структуре формируется неоднородная структура, состоящая из столбчатых и равноосных кристаллов, причем с увеличением мощности ширина зоны равноосных кристаллов увеличивается, а столбчатых сокращается. При этом отмечается уменьшение длины кристаллизационных трещин в обработанных областях (рис. 5).

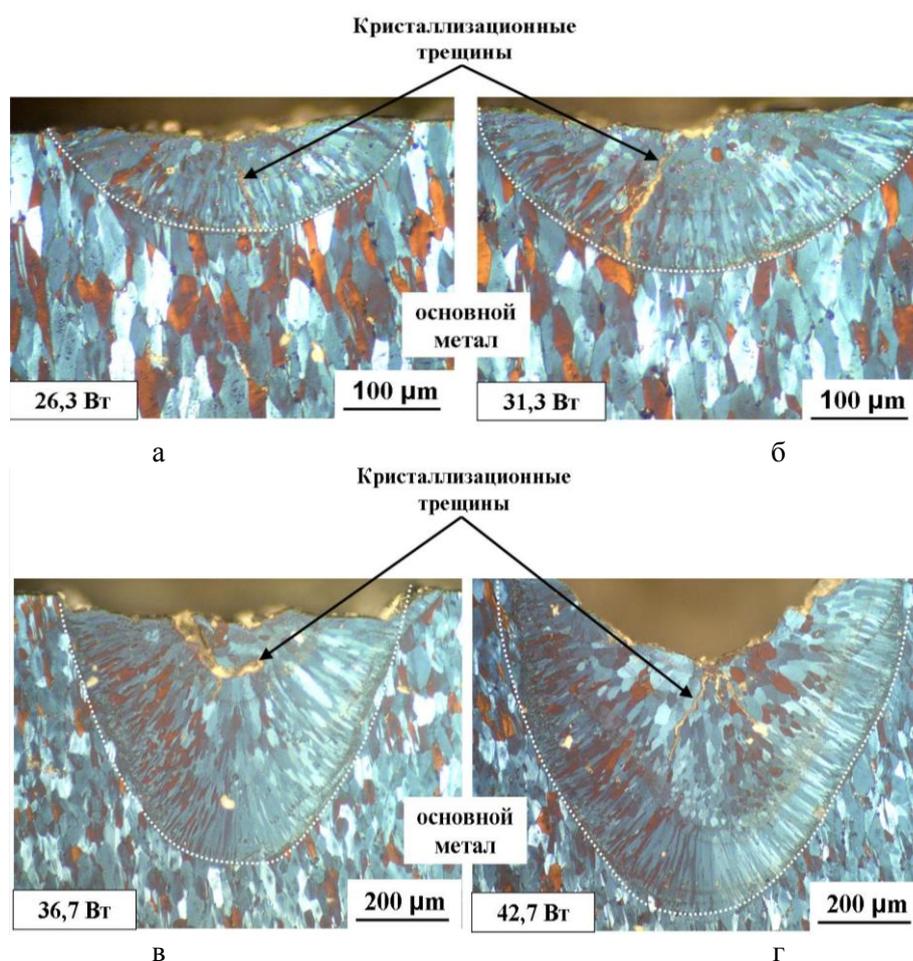


Рис. 5 – Типичная структура сплава 1545 К в поперечном сечении после ЛП при разных мощностях (СМ)

Уменьшение величины ЭИК в этой системе легирования возможно путем увеличения содержания магния. Однако такой способ не является эффективным, т.к. например, с повышением концентрации магния в два раза (9,4 %) расчетный ЭИК уменьшается всего до 100 °С. Кроме того, повышение концентрации магния в сплаве негативно скажется на стойкости к межкристаллитной коррозии.

Как известно, ЭИК является не единственным фактором, определяющим склонность сплавов к образованию горячих трещин. Важными также являются прочность и пластичность сплавов в твердо-жидком состоянии внутри температурного интервала хрупкости (ТИХ), которая определяется структурой и количеством жидкости в нижней части интервала кристаллизации.

Одним из способов повышения пластичности в ТИХ является измельчение зерна. Для алюминиевых сплавов эффективными модификаторами зерна являются Ti и В, которые вводятся в расплав в виде лигатуры Al-5%Ti-1%B.

Для модифицирования зерна в сплавах 1545К и АА7020 использовали лигатуру Al-5%Ti-1%B, причем количество вводимого модификатора рассчитывали так, чтобы содержание титана составляло 0,5; 1; 2 и 3%. Полученные сплавы были подвергнуты ЛП при тех же мощностях, что и исходный состав. На рис.6 приведены изображения микроструктур сплава 1545К, полученных при мощности 42,7 Вт.

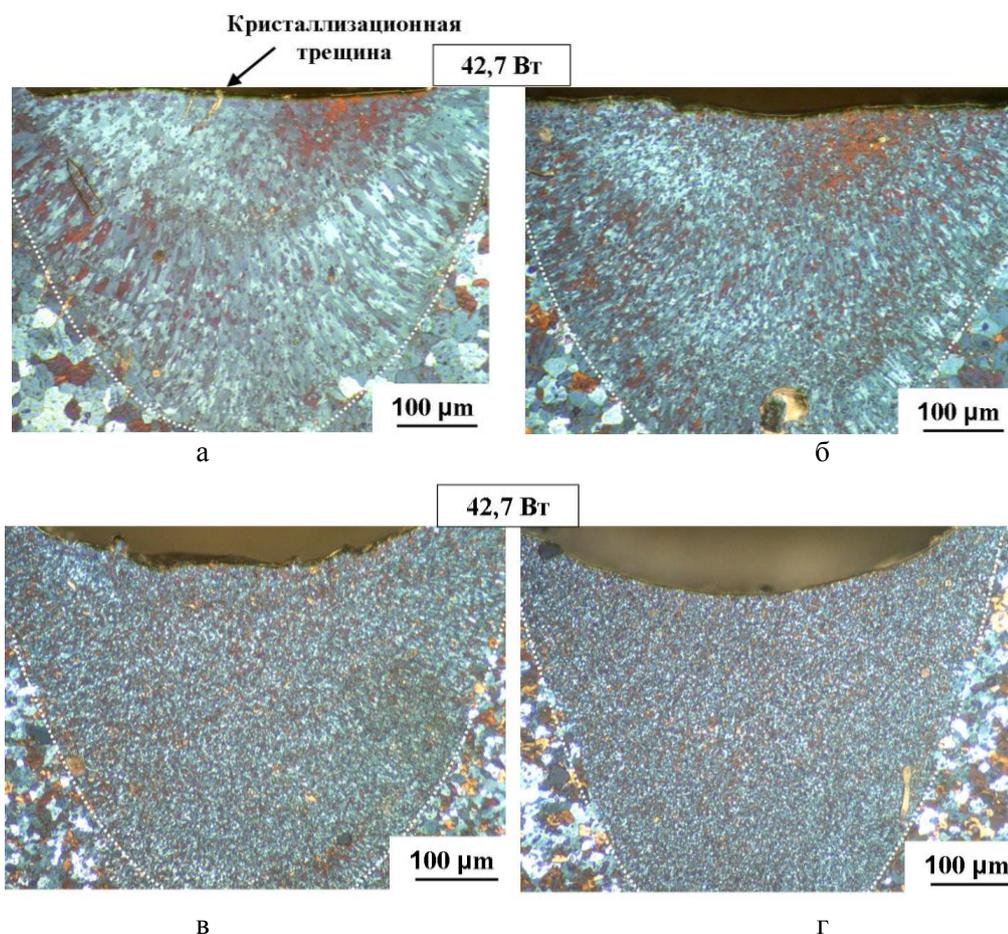


Рис. 6 – Типичная структура сплава 1545К после ЛП с содержанием (а) 0,5% Ti, (б) 1% Ti, (в) 2% Ti и (г) 3% Ti в поперечном сечении (СМ)

Установлено, что эффект модифицирования при добавке 0,5% Ti в исследуемый сплав проявляется слабо, в структуре присутствует зона столбчатых кристаллов (рис.6а). Сравнение микроструктур сплава без титана (рис.5) и с 0,5% Ti (рис.6а) показывает, что в последнем уменьшается средний размер зерна в зоне равноосных кристаллов, а в зоне столбчатых кристаллов зерна становятся менее вытянутыми. С увеличением количества Ti до 1% зона столбчатых кристаллов размывается и не так ярко выражена, размер равноосных кристаллов уменьшается. С повышением концентрации Ti до 2 и 3% зона столбчатых кристаллов полностью исчезает, и весь объем обработанных областей занят равноосными зернами. Средний размер равноосных зерен для сплава 1545К с содержанием 0,5% Ti, 1% Ti, 2% Ti и 3% Ti равен 6,8; 5,2; 3,6 и 2,2 мкм соответственно. Кристаллизационные трещины были обнаружены только в сплаве, содержащем 0,5% Ti. Однако стоит отметить, что размер трещины значительно меньше по сравнению с исходным сплавом (рис.5). Установлено, что с увеличением содержания титана выше 1% трещины не образуются, а структура становится однородной.

Показано, что увеличение содержания титана в сплаве 1545К приводит к приросту микротвердости области после ЛП на 35 единиц, что обусловлено как измельчением зерна, так и образованием большого количества интерметаллидов фазы Al_3Ti , которые были обнаружены в сплаве методом микрорентгеноспектрального анализа. В сплаве с содержанием Ti 0,5% количество интерметаллидной фазы мало, с увеличением титана ее количество заметно возрастает. Гетерогенизационный отжиг сплавов с разным содержанием титана приводит к приросту твердости на 20 единиц, что обусловлено выделением дисперсоидов $Al_3(Sc,Zr)$.

Увеличение содержания титана в сплаве Al-4,7%Mg-0,32%Mn-0,21%Sc-0,09%Zr приводит к приросту микротвердости области ЛП на 35 единиц. После гетерогенизационного отжига прирост твердости в среднем составляет 20 единиц, что обусловлено выделением дисперсоидов $Al_3(Sc,Zr)$.

Для определения предела прочности сплава 1545К дополнительно легированного титаном и бором после лазерной обработки была проведена импульсная лазерная сварка встык прокатанного до толщины 1 мм листа. В качестве присадочного материала, который помещали между кромок в виде тонкой ленты толщиной 0,2 мм, использовали Al-5%Ti-1%B. Ширина сварного шва составила 950 мкм. В результате сплавления присадочного металла с основным в сварном шве сформировался следующий состав (масс.): 2,8% Mg; 0,2% Mn; 0,05% Zr; 0,15% Sc и 2,1% Ti. При этом структура шва полностью состояла из мелких равноосных зерен со средним размером 4 мкм.

Прочность сварного шва сплава 1545К без присадочных материалов составляет 100 МПа. Низкая прочность связана с наличием в структуре шва кристаллизационных трещин. При сварке с присадочной лентой прочность увеличивается до 260 МПа. Такая же прочность у сплава 1545К в литом состоянии. Анализ микроструктуры шва и изломов показали отсутствие кристаллизационных трещин. После отжига при температуре 370 °C в течение 6 часов предел

прочности возрастает до 320 МПа, что составляет 85% от прочности основного металла в том же состоянии (таблица 1)

Таблица 1 – Предел прочности сплава 1545К в разных состояниях

Состояние	$\sigma_{в}$, МПа
Литое	268 ± 8
Отжиг в литом состоянии при температуре 370 °С 6 ч	360 ± 10
Сварка без присадочных материалов	100 ± 9
Сварка с присадочной лентой Al-5%Ti-1%B	260 ± 7
Сварка с присадочной лентой Al-5%Ti-1%B и отжиг при температуре 370 °С 6 ч	320 ± 8

Сплав AA7020 дополнительно легированный титаном и бором в таких же концентрациях как и сплав 1545К был подвергнут ЛП при мощностях лазерного излучения 26,3 – 46,7Вт. Было установлено, что при добавке 0,5% Ti в исследуемый сплав эффект модифицирования небольшой, в структуре присутствуют локальные участки вытянутых кристаллов (рис.7а). Средний размер зерна составляет 28,6 мкм. С увеличением Ti до 1 % столбчатые кристаллы обнаруживаются только на границе с основным металлом (рис.7б), средний размер равноосных зерен равен 5,8 мкм. С повышением концентрации Ti до 2 и 3 % весь объем обработанных областей занят равноосными зернами (рис.7в) средний размер которых составляет 3,4 и 2,5 мкм соответственно. Кристаллизационные трещины в модифицированных сплавах обнаружены не были.

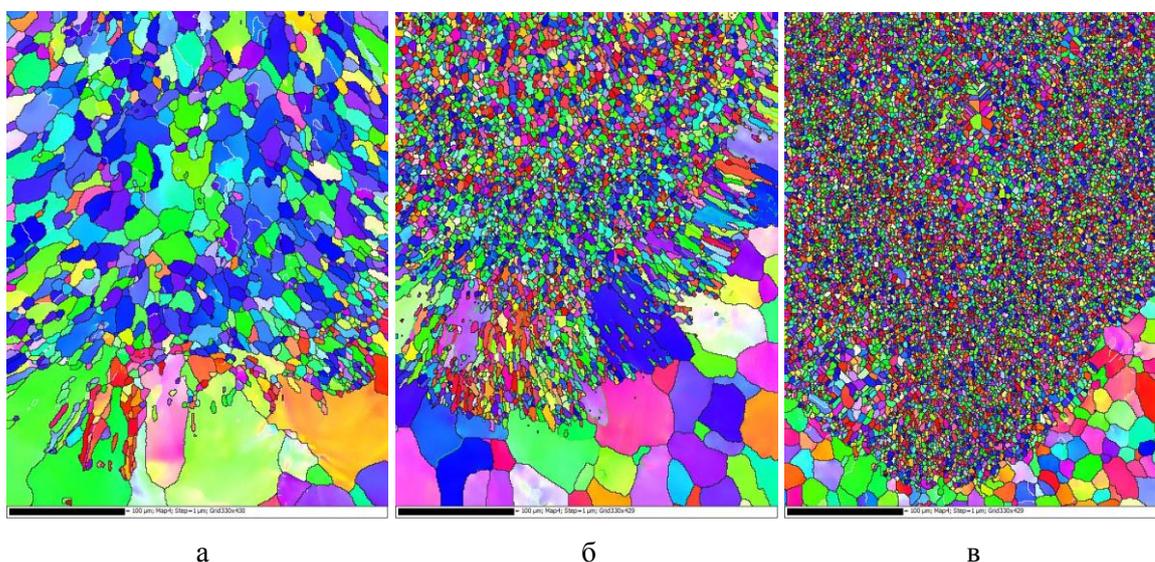


Рис.7 – Типичная микроструктура сплава AA7020 после ЛП с содержанием (а) 0,5% Ti, (б) 1% Ti, (в) 3% Ti в поперечном сечении в режиме обратно рассеянных электронов (EBSD)

Сплав Д16. Перспективным материалом для аддитивных технологий является сплав типа Д16. Синтезированный методом СЛП сплав Д16 имеет дисперсную структуру и характеризуется высоким пределом прочности равным 400 МПа в исходном состоянии и 470 МПа после термической обработки, несмотря на наличие кристаллизационных трещин, образование которых также связано с широким эффективным интервалом кристаллизации, равным 120 °С по расчетным

данным. В работе на примере этого сплава было изучено влияние эвтектикообразующих добавок редкоземельных элементов Y и Ce на структуру и свойства сплава типа Д16 после лазерной обработки.

Установлено, что добавление церия в сплав в концентрациях 0,2, 0,5 и 4 % повышает объемную долю эвтектики до 5,2, 9,8 и 21,7 % соответственно. Добавление иттрия в количестве 0,5; 1 и 1,5 % в сплав Д16 также увеличивает количество неравновесной эвтектики до 9,3; 13,8 и 16,7 %.

Сплав типа Д16 имеет следующий фазовый состав: (Al), Al₂Cu, Al₂CuMg и Al₂₀Cu₂Mn₃. Показано, что при добавлении церия в сплав на дифрактограммах появляются новые пики, которые соответствуют фазе Al₃CeCu. Эта фаза имеет эвтектическое происхождение, что следует из анализа микроструктур экспериментальных сплавов. С увеличением содержания церия в сплаве от 0,2-0,5 % интенсивность пиков от новой фазы возрастает, что указывает на увеличение ее количества, а интенсивность пиков фазы Al₂Cu Al₂CuMg уменьшается. При добавлении иттрия в базовый сплав Д16 на дифрактограмме обнаружены новые пики, свидетельствующие о формировании новых фаз типа Al₃Y и Al₇Y₃Cu также эвтектического происхождения. Установлено, что с увеличением концентрации иттрия от 0,5 до 1,5 %, температура неравновесного солидуса снижается с 507 до 495 °С. Церий также снижает температуру неравновесного солидуса на несколько градусов. Такое влияние эвтектикообразующих добавок может быть связано с формированием новых эвтектических фаз, отличающихся более низкой температурой плавления.

Экспериментальные сплавы обработаны лазерным излучением с разной мощностью. Установлено, что в сплаве Д16 и Д16-0,2%Ce образуется магистральная трещина проходящая через центр переплавленного участка и более мелкие, идущие в стороны от центральной, а в сплаве Д16-0,5%Ce обнаруживаются лишь мелкие, не связанные между собой трещины, что указывает на снижение горячеломкости с повышением содержания церия от 0 до 0,5%. В сплаве Д16-4%Ce кристаллизационных трещин обнаружено не было. Склонность к образованию кристаллизационных трещин сплава Д16 значительно снижается при добавлении 1 % Y и более. При его меньшем содержании в сплаве обнаруживаются кристаллизационные трещины.

Установлено, что с увеличением концентраций редкоземельных элементов в сплаве Д16 уменьшается эффект упрочнения после закалки и искусственного старения, что связано с образованием двойных и тройных фаз с алюминием и медью, что приводит к уменьшению количества основных упрочняющих медьсодержащих фаз в сплаве.

В пятой главе изучены особенности структурообразования сплавов на основе алюминия, легированных переходными металлами, в условиях лазерного плавления массивных образцов и прямого лазерного наплавления порошков.

В качестве экспериментальных сплавов были выбраны 4 состава: Al-2,5%Fe-2,5%Ni (Al-5); Al-2,5%Fe-5%Ni (Al-8); Al-2,5%Fe-7,5%Ni (Al-10); Al-2,5%Fe-9,5%Ni (Al-12).

С помощью программы Thermo-Calc проведен расчет ЭИК по кривым Sheil где были определены величины ЭИК для всех сплавов. Показано, что с увеличением суммарного содержания Fe и Ni от 5 до 12 % ЭИК уменьшается от 12 °С до 1 °С.

В исходном литом состоянии экспериментальные сплавы содержали следующие фазы: равномерно распределенные первичные кристаллы фазы типа Al_9NiFe , окруженные алюминиевой матрицей и дисперсной эвтектикой ($(Al)+Al_9FeNi+Al_3Ni$) (рис. 8). Форма и размер первичных кристаллов меняется с увеличением концентрации легирующих компонентов: в сплаве Al-5 они имеют компактную форму многогранников, в сплавах Al-8, Al-10, Al-12 сильно вытягиваются в одном направлении, достигая длины 300 мкм.

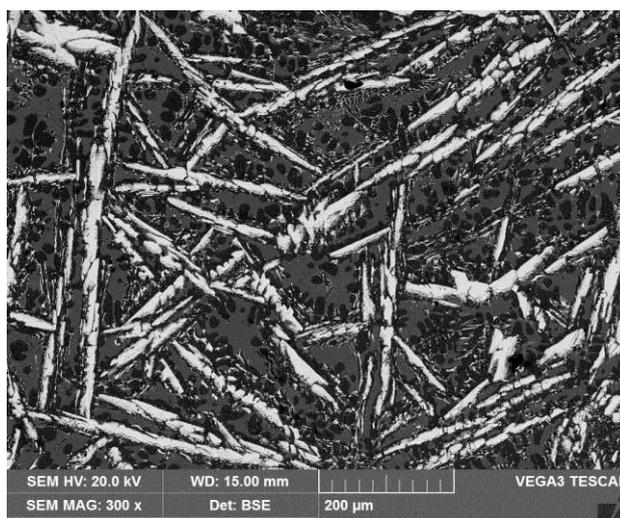


Рис. 8 – Типичная микроструктура литого сплава Al-10 в режиме отраженных электронов (СЭМ)

Лазерное плавление поверхности массивных образцов экспериментальных сплавов

Образцы экспериментальных сплавов обработаны одиночными импульсами ($ЛП^{n=1}$) и несколькими с заданным перекрытием ($ЛП^{n>1}$) в диапазоне мощностей 32,6-42,7 Вт.

В поперечном сечении $ЛП^{n=1}$ областей в сплавах установлено формирование очень дисперсной структуры, по сравнению с исходной, причем основным отличием было отсутствие первичных кристаллов грубой формы (рис. 9). В условиях быстрой кристаллизации формируется дендритная структура алюминиевого твердого раствора, а междендритные пространства заполнены фазой эвтектического происхождения. В сплавах происходит образование пересыщенного твердого раствора в условиях быстрой кристаллизации, что было установлено методом рентгенофазового анализа положения дифракционных линий алюминиевого твердого раствора в области после лазерного плавления в исходном состоянии и после отжига при температуре 500 °С в течение 1 часа и анализом микродифракций, полученных от алюминиевого твердого раствора. Железо и никель образуют эвтектическую фазу Al_9NiFe . Измеренный средний размер дендритных ячеек d для сплавов Al-5 Al-8, Al-10, Al-12 равен 220, 165, 94 и 27 нм соответственно; междендритные расстояния λ для сплавов Al-5 Al-8, Al-10, Al-12 равны 100, 70, 26 и 10 нм соответственно.

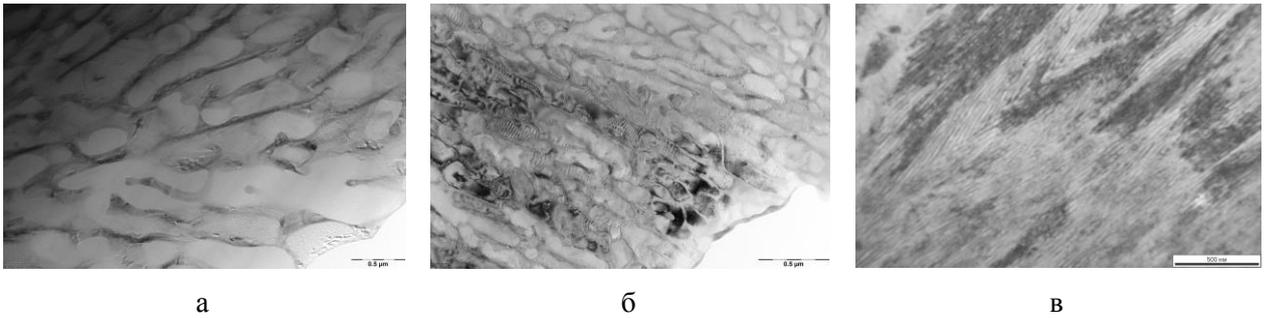


Рис. 9 – Типичная микроструктура структура ЛПⁿ⁼¹ областей сплавов Al-8 (а), Al-10 (б) и Al-12 (в) в исходном состоянии (метка 500 нм, ПЭМ)

Формирование дисперсной структуры и пересыщенного твердого раствора после ЛПⁿ⁼¹ областей приводит к большому приросту твердости по сравнению с исходным литым состоянием. В сплавах Al-5, Al-8, Al-10, Al-12 в литом состоянии твердость равна 48, 53, 58 и 65 HV соответственно. После ЛПⁿ⁼¹ твердость возрастает до 89, 142, 191 и 220 HV.

В работе были проведены исследования зависимости твердости от температуры и времени отжига. Установлено, что сплавы демонстрируют хорошую термическую стабильность фаз эвтектического происхождения при нагреве до температуры 250 °С и длительной выдержке до 20 часов (рис. 10). При таких параметрах обработки в сплаве Al-5 твердость не изменялась, в сплавах Al-8, Al-10 и Al-12 снижение твердости начиналось после 2 часов выдержки на 18-26 единиц, после чего значения стабилизировались. В структуре последних наблюдалась локальная фрагментация эвтектической фазы (рис. 11 б).

С повышением температуры до 300-350 °С снижение твердости происходило интенсивно во всех сплавах в первый час выдержки, далее шло с затуханием с увеличением продолжительности отжига до 20 часов. На изображении микроструктуры после ЛПⁿ⁼¹ после отжига 300 °С 20 часов наблюдалось фрагментация и коагуляция интерметаллидной фазы, входящей в состав эвтектики (рис. 11 в). После отжига при 500 °С в течение 1 часа выдержки твердость снижалась практически до уровня литого состояния. В структуре (рис. 11 г) были выявлены равномерно распределенные в матрице крупные частицы эвтектической фазы близкие к сферической форме.

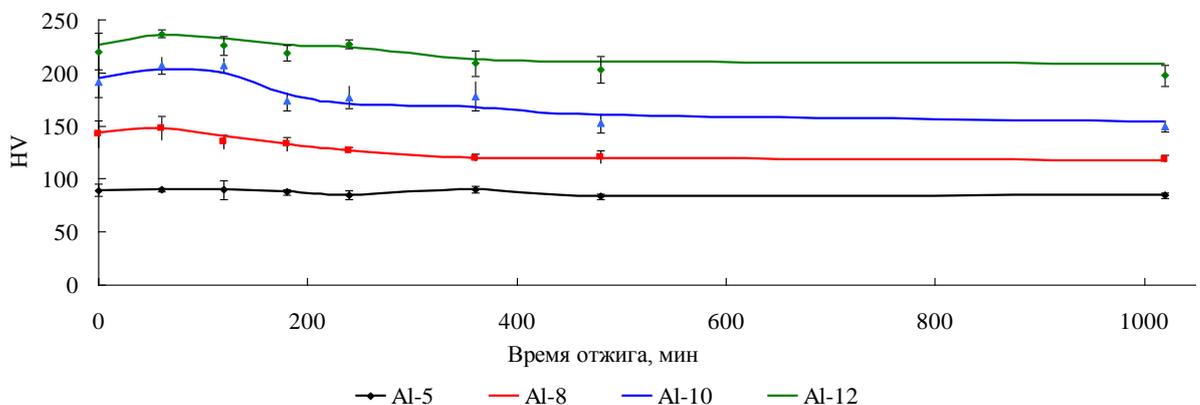


Рис. 10 - Зависимость твердости от времени отжига при температуре 250 °С ЛПⁿ⁼¹ областей экспериментальных сплавов

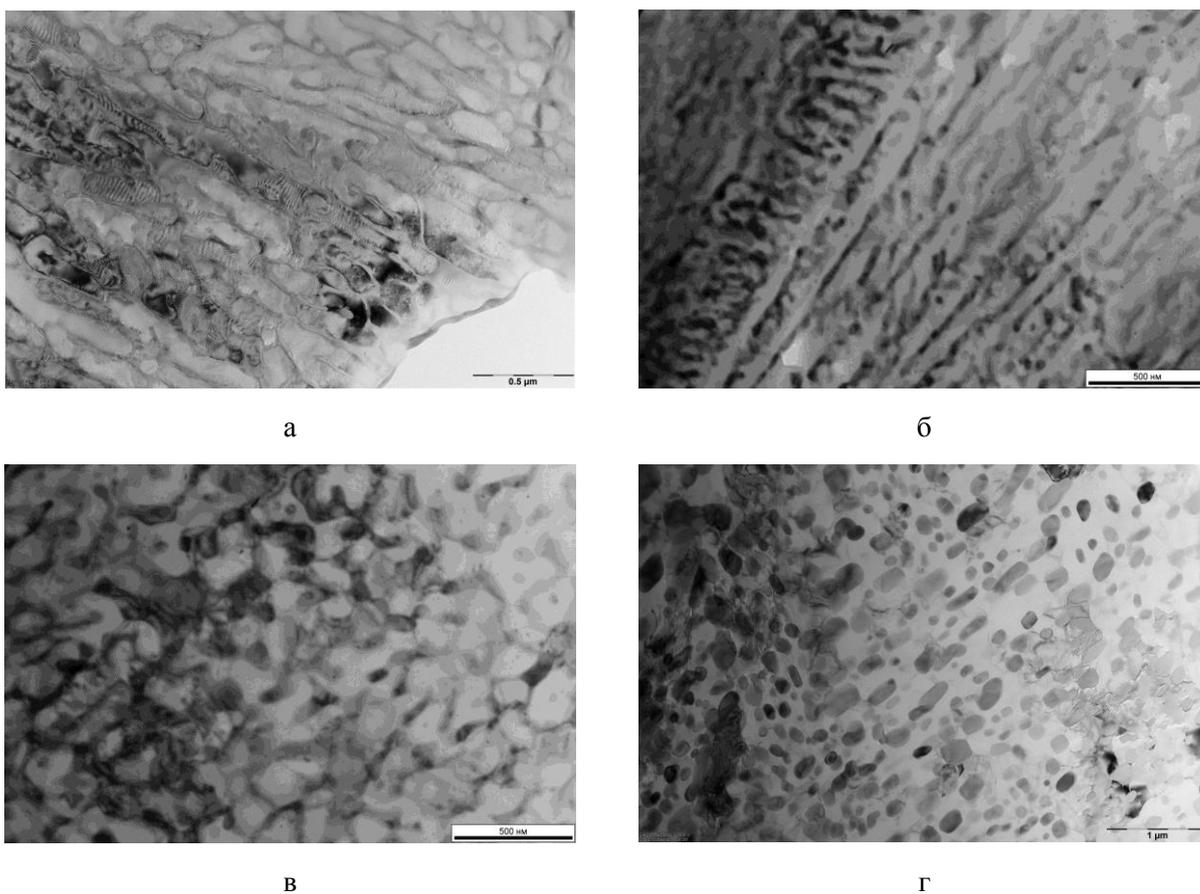


Рис. 11 – Типичная микроструктура структура ЛПⁿ⁼¹ области сплава Al-10 (в) в исходном состоянии (а), после отжига при 250 °С 3 часа (б), при 300 °С 20 часов (в), при 500 °С 1 час (г) Al-12 (г) после отжига при температуре 500 °С 1 час (ПЭМ)

В структуре ЛП^{n>1} областей сплавов Al-8, Al-10, Al-12, которая формировалась при воздействии нескольких импульсов с заданным перекрытием, было установлено формирование избыточных фаз кристаллизационного происхождения преимущественно на границе двух импульсов.

В сплавах Al-8, Al-10, Al-12 в местах перекрытия отмечено 3 различных типа структур: 1 – алюминиевая матрица, окруженная дисперсной эвтектикой, 2 – алюминиевая матрица, окруженная дисперсными частицами фазы Al₉NiFe; 3 – дендритная алюминиевая матрица, окруженная дисперсными частицами фазы Al₉NiFe и эвтектикой (рис. 12).

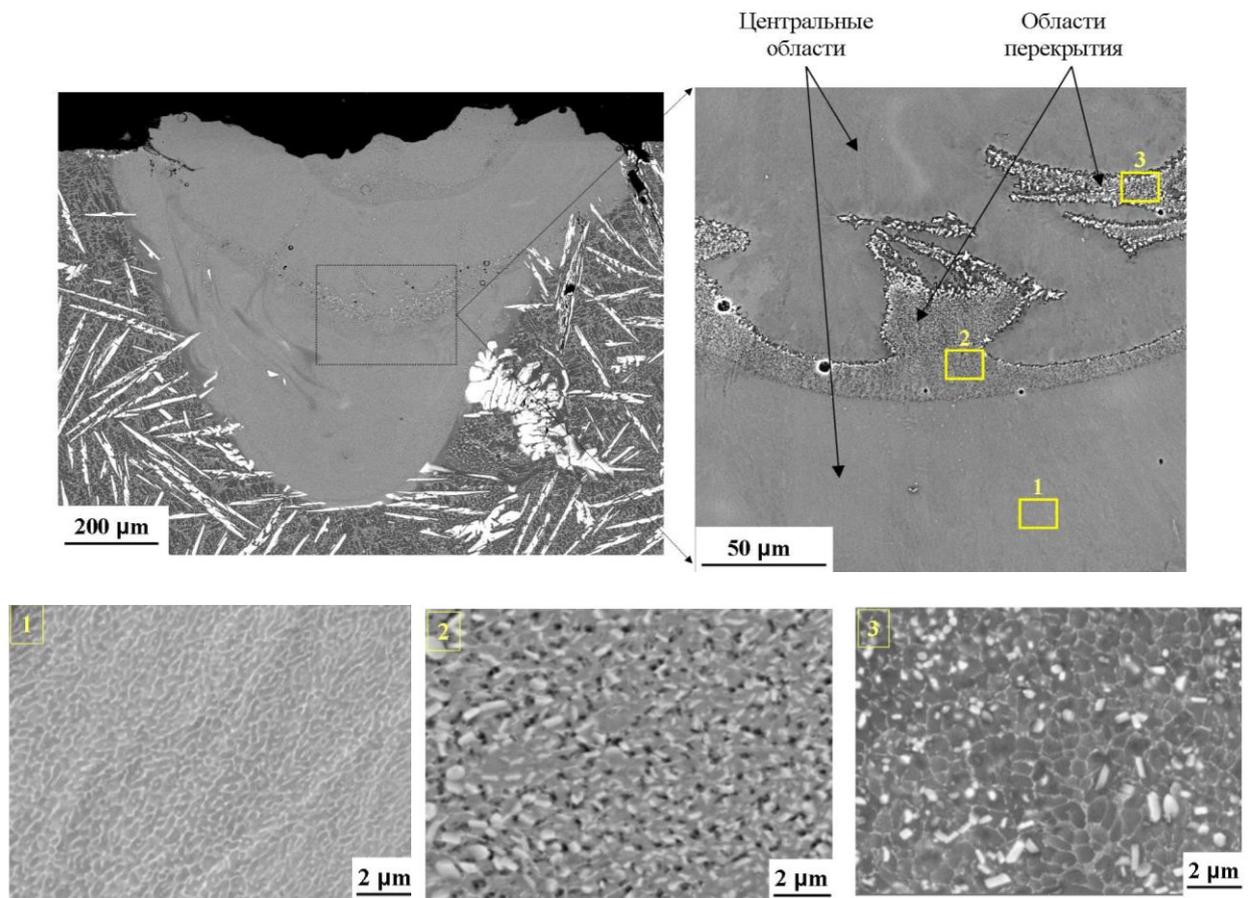


Рис. 12 – Типичная микроструктура разных зон ЛП^{n>1} области сплава Al-12.

Формирование разных типов структуры в ЛП^{n>1} области объясняется прежде всего разными условиями кристаллизации, температурным градиентом и ликвацией легирующих компонентов. С одной стороны температурный градиент на границе ванны расплава выше, чем в центре, поэтому при кристаллизации более дисперсная структура должна формироваться именно на периферии. С другой стороны, на границе расплава с твердой фазой есть множество центров для гетерогенного зарождения кристаллов, кроме того растворимость легирующих компонентов в алюминии с понижением температуры резко уменьшается до 0,05 масс. %, поэтому в присутствии твердой подложки из жидкости начинает появляться большое количество первичных кристаллов никельсодержащей фазы.

Экспериментальные сплавы Al-5 и Al-8 характеризуются однородной структурой со средним размером зерна 34 ± 2 мкм и 27 ± 3 мкм. В сплавах Al-10 и Al-12 на границе соседних импульсов средний размер зерна меньше чем в центре и равен $8,0 \pm 1,2$ и $7,7 \pm 0,9$ мкм соответственно, а в центре 21 ± 3 мкм и 18 ± 2 мкм соответственно (рис.13). Формирование более мелкого зерна на периферии связано с образованием первичных кристаллов фазы Al_3NiFe .

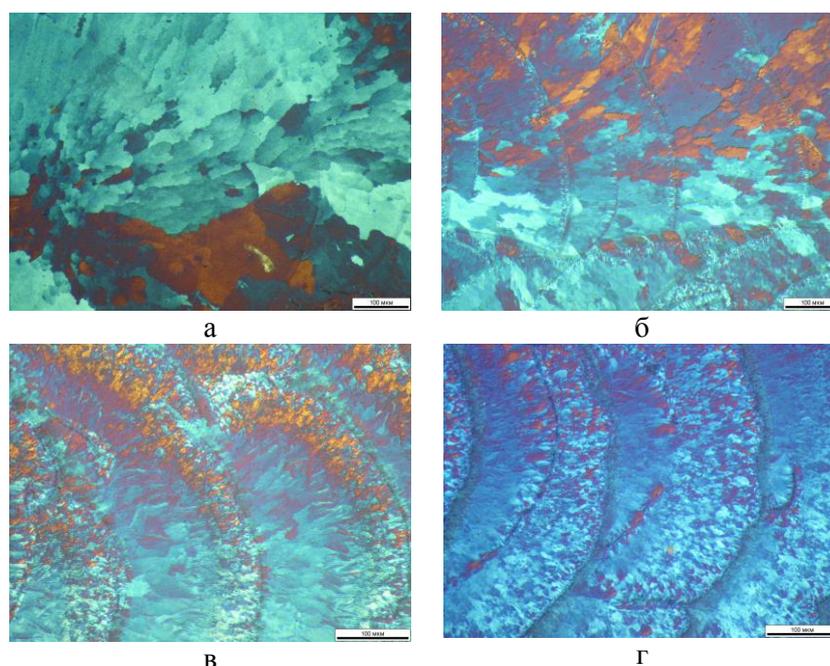


Рис. 13 – Типичная микроструктура сплавов (а) Al-5, (б) Al-8, (в) Al-10 и (г) Al-12 после лазерного плавления поверхности (метка 100 мкм).

Для определения механических свойств был определен предел текучести расчетным и экспериментальными методами (таблица 2). Значения пределов текучести, определенные расчетным методом коррелируют с экспериментальными данными. С увеличением суммарного содержания железа и никеля от 5 до 12 % предел текучести сплавов увеличивается в 3,5 раза. Максимальный предел текучести имеет сплав Al-12.

Таблица 2 – Расчетный и экспериментальный предел текучести

№	Сплав	Параметры структуры		Расчетный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Измеренный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа
		Размер частиц m , нм	Расстояние между центрами включений λ , нм		
1	Al-5	9,8	35,6	142	148±32
2	Al-8	5,3	17,3	240	170±29
3	Al-10	2,5	9,4	293	270±31
4	Al-12	1,8	5,9	401	411±23

Получение объемных образцов из порошков экспериментальных сплавов методом прямого лазерного наплавления.

Из экспериментальных сплавов были получены порошки для изготовления опытных образцов методом прямого лазерного наплавления (ПЛН). Для этого с помощью установки, оснащенной коаксиальным соплом, была произведена наплавка одного, трех, пяти и десяти треков в один, три, пять и десять слоев. Мощность при этом варьировали в диапазоне от 150 до 250 Вт с шагом 50. При наплавке порошка в один слой (рис. 14а) формируется преимущественно дендритная структура алюминиевой матрицы, окруженная эвтектикой. Средний размер дендритной ячейки равен 0,4 мкм. При наплавке трех слоев также как и в ЛП¹ возникают зоны

перекрытия, где формируется структура отличная от центра трека (рис.14б). Здесь возникает небольшая зона, шириной 15 мкм, содержащая мелкие кристаллы фазы Al_9NiFe средним размером 1 мкм, окруженные алюминиевой матрицей. В процессе наплавки одиночных треков в 1 и 3 слоя температура подложки повышается от 28 до 33 °С.

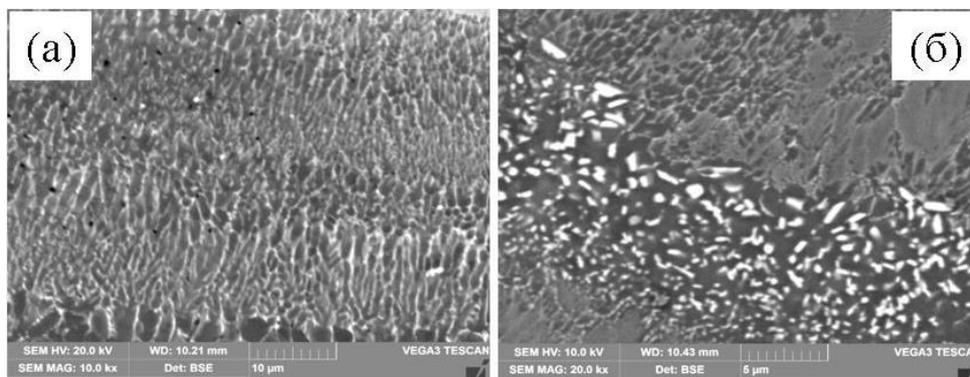


Рис. 14 – Типичная микроструктура одиночного трека в один (а) и три (б) слоя, полученные методом ПЛН сплава Al-10 при мощности 200 Вт

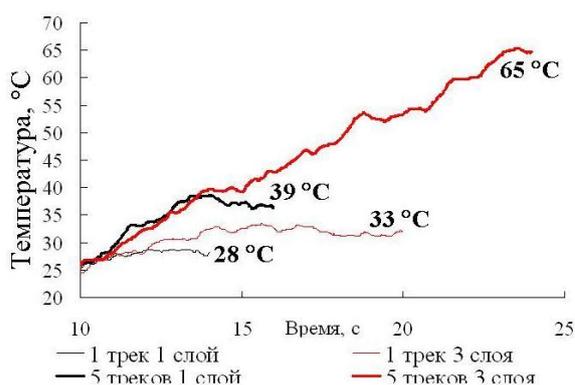


Рис. 15 – Зависимость температуры подложки от количества треков и слоев при прямой лазерной наплавке порошка

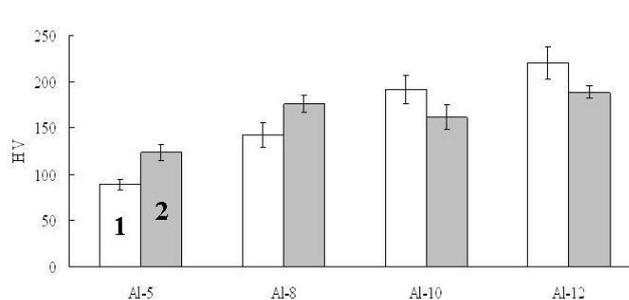


Рис. 16 – Твердость экспериментальных сплавов после (1) ЛП массивных образцов и (2) ПЛН порошков

Подобие структур, формируемых при ЛП^{m>1} и ПЛН одиночных треков в 1 и 3 слоя заключается в одинаковом размере и форме структурных составляющих и сопоставимых в пределах ошибки результатах измерения твердости областей после лазерной обработки и прямого лазерного наплавления (рис.16).

С увеличением числа треков и слоев до 10, температура подложки повышается до 150 °С (рис. 17), что приводит к укрупнению первичных кристаллов фазы Al_9NiFe до 2-2,5 мкм (рис. 18).

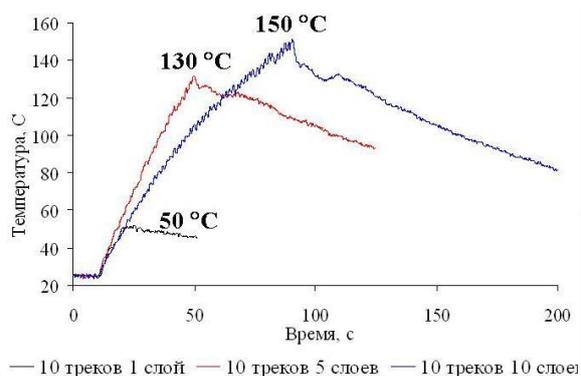


Рис. 17 – Зависимость температуры подложки от количества треков и слоев при прямой лазерной наплавке порошка

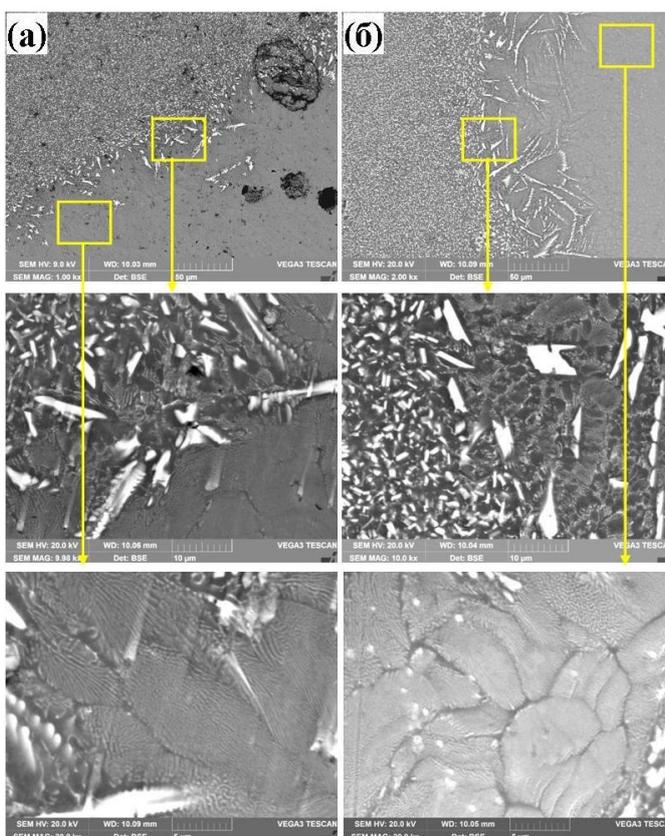


Рис. 18 – Типичная микроструктура сплавов (а) Al-8 и (б) Al-10, сформированная при прямом лазерном наплавлении порошка при мощности 200 Вт (10 треков, 10 слоев)

Установлен аддитивный вклад от количества треков и слоев наплавки на температуру подложки. Например, увеличение количества треков от 1 до 10 приводит к повышению температуры подложки на 25 °С, увеличение слоев от 1 до 3 – к повышению температуры подложки на 18 °С. При наплавке 10 треков в 5 и 10 слоев при мощности 200 Вт температура подложки повышается до 150 °С, в результате чего кристаллы фазы Al_9NiFe укрупняются до 2,5 мкм. Чтобы не допустить формирования такой структуры в наплавках из экспериментальных сплавов необходимо контролировать температуру подложки и не допускать ее роста выше 130 °С.

Выводы:

1. Предложена методика изучения процессов формирования структуры многокомпонентных сплавов с имитацией условий кристаллизации в процессе селективного лазерного сплавления. Методика позволяет сделать заключение о возможности использования исследуемых сплавов для технологии селективного лазерного сплавления на основе данных микроструктурного анализа, оценки свариваемости и механических свойств, что существенно сокращает затраты на разработку новых сплавов. Показано, что переход от обработки лазером к селективному лазерному сплавлению можно осуществить на основе расчета плотности энергии для каждого из методов. На примере сплава Al-5%Mg-0,6%Zr-0,5%Sc, обработанного двумя способами при плотностях энергии 180 и 135-180 Дж/мм³ соответственно было выявлено подобие микроструктур – в обоих случаях она состояла из мелких равноосных кристаллов средним размером 2,3 мкм в областях перекрытия и 7 мкм в центре.

2. Проведено исследование влияния параметров лазерной обработки на формирование структуры многокомпонентных алюминиевых сплавов. Показано, что определяющим фактором является температура основного металла, окружающего ванну расплава:

- на примере сплава Al-5%Mg-0,6%Zr-0,5%Sc показано, что лазерная обработка в диапазоне мощностей 42,7-56,2 Вт приводит к большому разогреву основного металла, по сравнению с обработкой с мощностью 26,3-40,4 Вт, в результате чего смешанный тип структуры со столбчатыми и равноосными кристаллами меняется на равноосный. В сплаве Al-4,7%Mg-0,32%Mn-0,21%Sc-0,1%Zr повышение мощности лазерного излучения до 42,7 Вт также приводит к увеличению зоны равноосных кристаллов и сокращению кристаллизационных трещин;

- на примере сплавов Al-2,5%Fe-5,5%Ni, Al-2,5%Fe-7,5%Ni, Al-2,5%Fe-9,5%Ni показано, что из-за разогрева подложки до температур 30-40 °С в структуре наплавов в областях перекрытия соседних треков/слоев появляются кристаллы фазы типа Al₃(Fe,Ni) компактной формы со средним размером 1 мкм. Повышение температуры подложки до 130-150 °С приводит к изменению формы и размера первичных кристаллов: они разветвляются и сильно вытягиваются в одном направлении, их толщина увеличивается до 2-2,5 мкм;

- выявлено, что разогрев основного металла от 80 до 320 °С при лазерной обработке и связанное с этим снижение скорости охлаждения ванны расплава приводит к образованию кристаллов фазы Al₃Zr, которые выступают в качестве центров кристаллизации алюминиевого твердого раствора в сплаве Al-5%Mg-0,6%Zr-0,5%Sc. Средний размер равноосных кристаллов уменьшается при этом от 10,8 мкм до 4,1 мкм;

- на основе экспериментальных данных предложены схемы кристаллизации сплавов в диапазоне мощностей обработки лазером 26,7-56,2 Вт. Показано, что в условиях высоких мощностей обработки сплавов создаются благоприятные условия для зарождения мелких равноосных кристаллов и сокращению кристаллизационных трещин.

3. Исследовано влияние модифицирующих и эвтектикообразующих добавок на структурообразование алюминиевых сплавов при лазерной обработке:

- показана высокая эффективность использования титана и бора для подавления образования столбчатых кристаллов и трещин во время кристаллизации;

- показано, что с повышением концентрации Ti в сплавах Al-4,7%Mg-0,3%Mn-0,2%Sc-0,1%Zr и AA7020 выше 1 % кристаллизационные трещины вобработанной лазером области отсутствуют, зона столбчатых кристаллов полностью исчезает, и весь объем этих областей состоит из равноосных зерен со средним размером 2-4 мкм. Увеличение содержания титана в сплаве Al-4,7%Mg-0,3%Mn-0,2%Sc-0,1%Zr до 3 % приводит к приросту микротвердости области после лазерной обработки на 35 единиц, а также к росту предела прочности сварного соединения на 110 МПа;

- на примере сплава Al-4,5%Cu-1,5%Mg-0,5%Mn показано, что добавки редкоземельных элементов, таких как Ce и Y в количестве выше 0,5% приводят к повышению объемной доли эвтектики в сплаве, образуя новые эвтектические фазы типа Al₃CeCu, Al₃Y, Al₇Y₃Cu, и снижению образования трещин в процессе лазерной обработки.

4. Установлено, что при лазерной обработке сплавов Al-2,5%Fe-2,5%Ni, Al-2,5%Fe-5,5%Ni, Al-2,5%Fe-7,5%Ni, Al-2,5%Fe-9,5%Ni формируется пересыщенный твердый раствор никеля в алюминии и ультрадисперсная структура со средним размером дендритных ячеек 220, 165, 94 и 27 нм и средним размеров эвтектических фаз 100, 70, 26 и 10 нм соответственно, что существенно повышает уровень характеристик механических свойств по сравнению с литым состоянием. Показано, что с увеличением содержания никеля от 2,5 до 9,5 микротвердость обработанных лазером областей повышается от до 89 до 220 HV, а предел прочности от 148±32 до 411±23 МПа соответственно. Показана высокая термическая стабильность сформировавшейся структуры при нагреве до 250 °С и выдержке 20 часов.

Список основных публикаций по теме диссертации

1 Попкова, И.С. Производство изделий из алюминия и его сплавов методом селективного лазерного плавления / И.С. Попкова, В.С. Золоторевский, А.Н. Солонин. // Технология легких сплавов. – 2015. – №4. – С. 14-24;

2 Логинова, И.С. Исследование влияния параметров процесса лазерной наплавки порошка стали 316L на структуру и механические свойства образцов / И.С. Логинова, Д.П. Быковский, S.B. Adisa, А.Н. Солонин, В.Д. Миронов, В.Н. Петровский, В.В. Чеверикин // Технология легких сплавов. – 2016. – №4. – С. 5-11;

3 Loginova, I.S. The structure and mechanical properties of parts elaborated by direct laser deposition 316L stainless steel powder obtained in various ways / I.S. Loginova, A.N. Solonin, A.S. Prosviryakov, S.B. Adisa, A.M. Khalil, D.P. Bykovskiy, V.N. Petrovskiy. // Journal of Physics: Conference Series. – 2018. – Vol.941. – Iss. 1. N.012040;

4 Логинова, И.С. Импульсная лазерная сварка сплава 1545K / И.С. Логинова, В.С. Золоторевский, А.Н. Солонин, А.М. Халил, А.В. Поздняков // Технология легких сплавов. – 2017. – №1. – С.52-59;

5 Логинова, И.С. Особенности микроструктуры и свойств изделий, получаемых методом прямого лазерного наплавления порошка стали 316L / Логинова И.С., Быковский Д.П., Солонин А.Н., Просвирыков А.С., Чеверикин В.В., Поздняков А.В., Петровский В.Н. // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2017. – №4. – С.44-52;

6 Loginova, I. Effect of pulse laser welding parameters and filler metal on microstructure and mechanical properties of Al-4.7Mg-0.32Mn-0.21Sc-0.1Zr alloy / I. Loginova, A. Khalil, A. Pozdniakov, A. Solonin, V. Zolotarevsky. // Metals. – 2017. – Vol.7. – Iss.12. N.564;

7 Логинова, И.С. Разработка теплостойких алюминиевых сплавов электротехнического назначения на основе системы Al-Fe-Si / Логинова И.С., Солонин А.Н., Просвирыков А.С., Поздняков А.В., Рязанцева М.А., Чурюмов А.Ю. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2018. – №6. – С. 21-26;

Loginova, I.S. Development of Heat-Resistant Aluminum Alloys for Electrical Engineering Purposes Based on the Al – Fe – Si System / Loginova I.S., Solonin, A.N., Prosviryakov, A.S., Pozdniakov A.V., Ryazantseva, M.A., Churyumov, A.Y. // Metal Science and Heat Treatment. – 2018. – Vol.60. – Iss. 5-6. – P. 360-366;

8 Pozdniakov, A.V. Microstructure and properties of novel AlSi11CuMn alloy manufactured by selective laser melting / Pozdniakov A.V., Churyumov A.Y., Loginova I.S., Daubarayte D.K., Ryabov D.K., Korolev V.A. // Materials Letters. – 2018. – Vol.225. – P. 33-36;

9 Логинова, И.С. Исследование микроструктуры алюминиевого сплава Al–5 % Mg–0,6 % Zr–0,55 % Sc для аддитивного производства / И.С. Логинова, А.Ю. Чурюмов, А.В. Поздняков, А.Н. Солонин. // Технология легких сплавов. – 2018. – №2. – С.15-24;

10 Логинова, И.С. Влияние модифицирования на склонность сплава Al–4,7%Mg–0,32%Mn–0,21%Sc–0,09%Zr к образованию кристаллизационных трещин в условиях лазерной обработки / И.С. Логинова, В.О. Подусовский, А.В. Поздняков, А.Ю. Чурюмов, А.Н. Солонин. // Технология легких сплавов. – 2018. – №3. – С.5-13.