

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
Институт машиностроения, материалов и транспорта

На правах рукописи

ЕРЕМЕЕВ АЛЕКСЕЙ ДМИТРИЕВИЧ

**ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И
МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА
ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ
АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ**

Направление подготовки 15.06.01 «Машиностроение»

Направленность 15.06.01_07 «Сварка, родственные процессы и технологии»

НАУЧНЫЙ ДОКЛАД

об основных результатах научно-квалификационной работы (диссертации)

Автор работы: Еремеев А.М.

Научный руководитель: доцент

доктор технических наук,

Туричин Глеб Андреевич

Санкт-Петербург – 2021

Научно-квалификационная работа выполнена в ВШФиТМ Института машиностроения, материалов и транспорта федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого».

Директор ВШФиТМ

Семенча А.В., к.х.н., доцент

Научный руководитель

Туричин Г.А., д.т.н., доцент

Рецензент

Логачев И.А., к.т.н.

Начальник отдела – заместитель
начальника отделения

АО «Композит»

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	5
ГЛАВА 1. ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ	8
1.1. Влияние технологических параметров на структуру металла при лазерной наплавке.....	8
1.2. Особенности формирования структуры в процессе лазерной наплавки.....	9
1.3. Дефекты, образуемые в процессе наплавки алюминиевых сплавов... 12	
1.3.1 Образование пор.....	12
1.3.2 Образование кристаллических трещин.....	13
1.4. Методы лазерной наплавки проволоки и порошка.....	14
1.4.1 Дуговая наплавка проволоки	15
1.4.2 Плазменная наплавка проволоки.....	16
1.4.3 Электронно-лучевая наплавка проволоки	16
1.4.4 Лазерная наплавка проволоки.....	16
1.4.5 Селективное лазерное спекание	17
1.4.6 Селективное лазерное плавление	17
1.5. Основные системы высокопрочных алюминиевых сплавов для процесса наплавки.....	18
1.6. Выводы по обзору литературы.....	21
ГЛАВА 2. МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ	22
2.1. Объекты исследования.....	22
2.2. Методика процесса лазерной наплавки из проволоки	23
2.3. Методика процесса лазерной наплавки из порошка.....	24
2.4. Методика калибровки тепловизора	25
2.5. Микроструктурные исследования	26
ГЛАВА 3. АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ	27
3.1. Анализ влияния термических циклов на формирование структуры в процессе наплавки алюминиевой проволоки.....	27
3.2. Влияние выгорания химических элементов на механические свойства наплавленных образцов из проволоки.....	34

3.3. Анализ влияния параметров лазерного излучения на формирование образцов	35
3.4. Анализ влияния мощности лазерного излучения на формирование структуры в процессе наплавки алюминиевого порошка	37
3.5. Анализ влияния структур, полученных в процессе лазерной наплавки алюминиевых порошков на механические свойства.....	40
ГЛАВА 4. РАЗРАБОТКА РЕКОМЕНДАЦИЙ ПО ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	42
ВЫВОДЫ	43
СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ	45

ВВЕДЕНИЕ

Одним из распространённых методов производства изделий является лазерная обработка, в том числе процесс лазерной наплавки материала. Широкое внедрение процесса лазерной наплавки (или как еще называют аддитивные технологии) позволяет: минимизировать временные затраты на производство готовой продукции, уменьшить производственный цикл, удешевить процесс производства и конечную стоимость продукта. Широкий список компаний из разных стран мира, уже сейчас начинают внедрение аддитивных технологий в свой технологический цикл [1-2].

Для аддитивного производства используют разные материалы, начиная от пластика и композитных материалов и заканчивая широким спектром различных металлических сплавов на основе железа, никеля, в том числе и алюминия. На сегодняшний день, алюминиевые сплавы имеют важное значение для аддитивного производства инновационных деталей в различных областях: аэрокосмическая техника [3-4], военная техника [5], несущие элементы автомобильных корпусов [6] и другие. Их высокая значимость связана с особенностями физико-химических свойств алюминиевых сплавов: высокая теплопроводность, малая плотность, пластичность, коррозионная стойкость. В тоже время, чистый алюминий имеет малую механическую прочность 80-100 МПа. Поэтому в производстве широко применяются сплавы алюминия, легированные медью, магнием, кремнием, титаном и т.д., для повышения прочностных свойств.

В то же время, при обработке высоколегированных материалов с помощью лазерного излучения, особенно при многопроходной сварке или длительном по времени аддитивном производстве мелкосерийных изделий происходит выгорание химических элементов, что приводит к понижению механических свойств изделия. Кроме этого, перегрев изделия сопровождается образованием остаточных деформаций, что введет к дефектам изделия, например, в виде трещин, а также к искажению заданной

геометрии изделия, что существенно затрудняет его изготовление. Также актуальна и проблема образования оксидных пленок на поверхности детали в процессе наплавки, которые имеют температуру плавления большую, чем у алюминия в несколько раз, что приводит к затруднению дальнейшей обработки изделия и ухудшению структуры материала.

В связи с этим, имеется необходимость исследования структурных формообразований и механических свойств наплавленного материала при обработке лазерным источником. Результаты, полученные на базе исследовательских экспериментов и расчетных методик, позволят получить необходимые данные по формированию режимов обработки и повысить механические свойства целевых изделий. За счет снижения выгорания химических элементов, в высоколегированных сплавах алюминия, а также за счет регулирования термических циклов, можно с определенной долей вероятности гарантировать характеристики наплавленного материала, в том числе и механические свойства, что положительно скажется на конечном формировании изделия.

Цели работы

В связи с описанными в введении проблемами, связанными с лазерной обработкой алюминиевых сплавов, актуальными становятся следующие цели и задачи, поставленные в рамках диссертационной работы «Особенности формирования структуры и механических свойств наплавленного металла при лазерной обработке высокопрочных алюминиевых сплавов»:

- Цели:

Исследовать влияние параметров лазерного источника нагрева на качество формирования, макроструктуру и механические свойства наплавленного металла, при наплавке алюминиевых сплавов.

- Задачи:

- Провести анализ влияния термических циклов на формирование структуры в процессе наплавки алюминиевой проволоки.

- Исследовать изменения содержания легирующих элементов при наплавке алюминиевых образцов из проволоки для подбора оптимальных технологических режимов.

- Провести анализ влияния параметров лазерного излучения на формирование наплавочных слоев при лазерной наплавке алюминиевого порошка.

- Исследовать влияния мощности лазерного излучения на формирование структуры в процессе наплавки алюминиевых порошков.

- Проанализировать влияния структур, полученных в процессе лазерной наплавки алюминиевых порошков на механические свойства.

- Разработать технологические рекомендации по ведению лазерной наплавки из порошка для высокопрочных алюминиевых сплавов.

Научная новизна

В ходе научной работы были установлены зависимости между мощностью лазерного излучения и конечными механическими свойствами изделий, полученных в результате лазерной обработки алюминиевых сплавов методом прямого лазерного плавления порошков марок св1575, св1580, св5356.

По мимо этого были подобраны технологических параметров, для обеспечения наиболее благоприятных термических циклов для проволоки из алюминиевого сплава АМг6.

Сформулированы рекомендации, позволяющие в условиях опытно-промышленного производства крупногабаритных изделий организовать технологический процесс лазерной многопроходной обработки алюминиевых сплавов с высокими показателями механических свойств, за счет снижения выгорания химических элементов и уменьшения возникновения внутренних напряжений.

ГЛАВА 1. ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ

1.1. Влияние технологических параметров на структуру металла при лазерной наплавке

Процесс наплавки осуществляется преимущественно лазерными, дуговыми и электронно-лучевыми источниками энергии. При обработке металлов этими источниками возникают процессы нагрева, схожие со сварочными. Схожими получаются и структуры получаемые после кристаллизации зоны обработки [7-9]. Следовательно, те же параметры лазерного излучения, что влияют на структуру при сварке, влияют и на процесс наплавки: Скорость наплавки, а также диаметр лазерного пятна и мощность лазерного излучения, которые можно объединить в плотность энергии ($\text{Дж}/\text{мм}^3$), как отношение лазерного излучения, приходящегося на единицу площади пучка. По мимо этого, существуют параметры, влияющие на структуру наплавленного металла, такие как скорость подачи материала (провода или порошка) и геометрия валика (высота, шаг смещения по ширине) [10].

Одним из основных показателей, влияющих на структуру при лазерной наплавке, является время воздействия излучения на материал, который можно записать как функцию температуры от времени: $dT/dt=G \cdot R$ [11], где G – температурный градиент, R – скорость кристаллизации. Авторы статей [12-16] подробно описывают, как увеличение или уменьшение отношения G/R влияет на морфологию дисперсность структуры. Для контроля температурного градиента и скоростей охлаждения в экспериментах часто используют термопары или тепловизоры [17-20]. Такой метод наглядно показывает, что структура металла при наплавке неоднородна, так как в начале процесса значения скоростей охлаждения отличаются через некоторое количество слоев (рисунок 1.1). Это связано с тем, что на первых слоях лазерной наплавки тепло преимущественно уходит в подложку, материал на который наплавляется сплав. Чем выше по слоям мы поднимаемся от

подложки, тем меньше тепло уходит через нее, а больше через воздушную среду, где проходит наплавка.

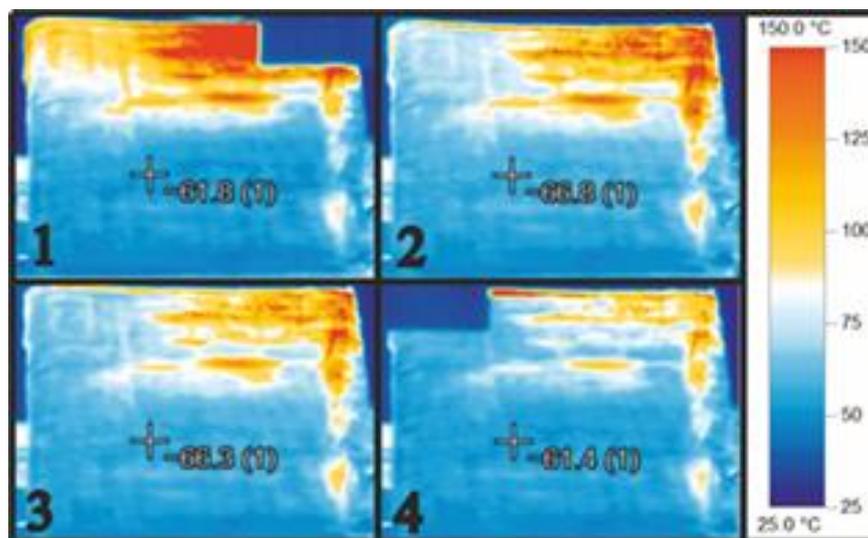


Рисунок 1.1 - Пример замера измерения температурного поля образца из сплава АмГб №3: 1) 4 секунды с начала процесса; 2) 9 секунд с начала процесса; 3) 14 секунд с начала процесса; 4) 18 секунд с начала процесса

Описанное выше говорит о том, что в зависимости от параметров лазерной наплавки, может меняться температурный градиент и скорость охлаждения, что приводит к возможным разным вариантам кристаллизации [21].

Таким образом, мы выяснили, что основными параметрами, влияющими на конечную структуру при кристаллизации в процессе лазерной наплавки, являются время воздействия на материал (температурный градиент и скорость охлаждения), а также плотность энергии лазерного излучения (мощность и диаметр пятна).

1.2. Особенности формирования структуры в процессе лазерной наплавки

Как говорилось ранее, конечная структура наплавленных слоев зависит от отношения температурного градиента к скорости кристаллизации (G/R). В основном кристаллизация происходит на границе жидкого и твердого

металла. При этом, последующие кристаллы растут на поверхности кристаллов, полученных в предыдущем слое. Учитывая особенности процесса наплавки, рост зерна, как правило происходит в одном направлении, образуя столбчатую структуру [22-25]. Так, на примере сплава 6082, группой авторов [26], была проанализирована морфология зерен при кристаллизации ванны расплава. Из статьи следует, что при низкой скорости наплавки формируются столбчатые зерна, с повышением скорости наблюдается изменение формы зерна от столбчатого строения к равноосному. Подробная схема влияние G/R на структуру в алюминиевых сплавах приведена на рисунке 1.2.

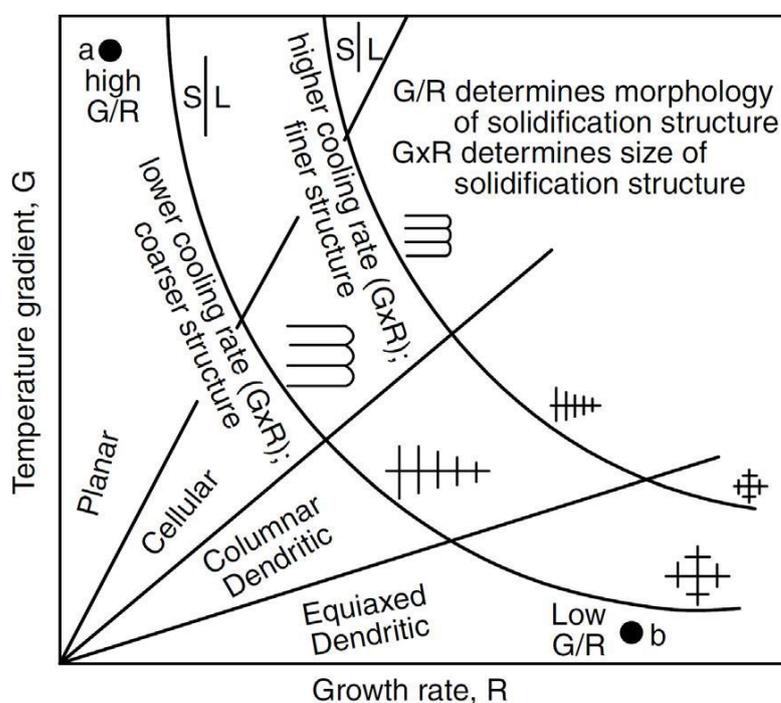


Рисунок 1.2 - Влияние отношения температурного градиента к скорости кристаллизации на размер и вид макроструктуру сплавов алюминия

Таким образом, из исследования, описанного ранее, можно сделать вывод, что рост твердых фаз и снижение температурного градиента приводит к образованию равноосной структуры.

Направление роста кристаллов также зависит от направления лазерной наплавки. В случае, когда наплавка идет в разные стороны, кристаллы имеют угол наклона по отношению к последующему слою. При наплавке в одну

сторону, кристаллы преимущественно сонаправлены с направлением наплавки (Рисунок 1.3).

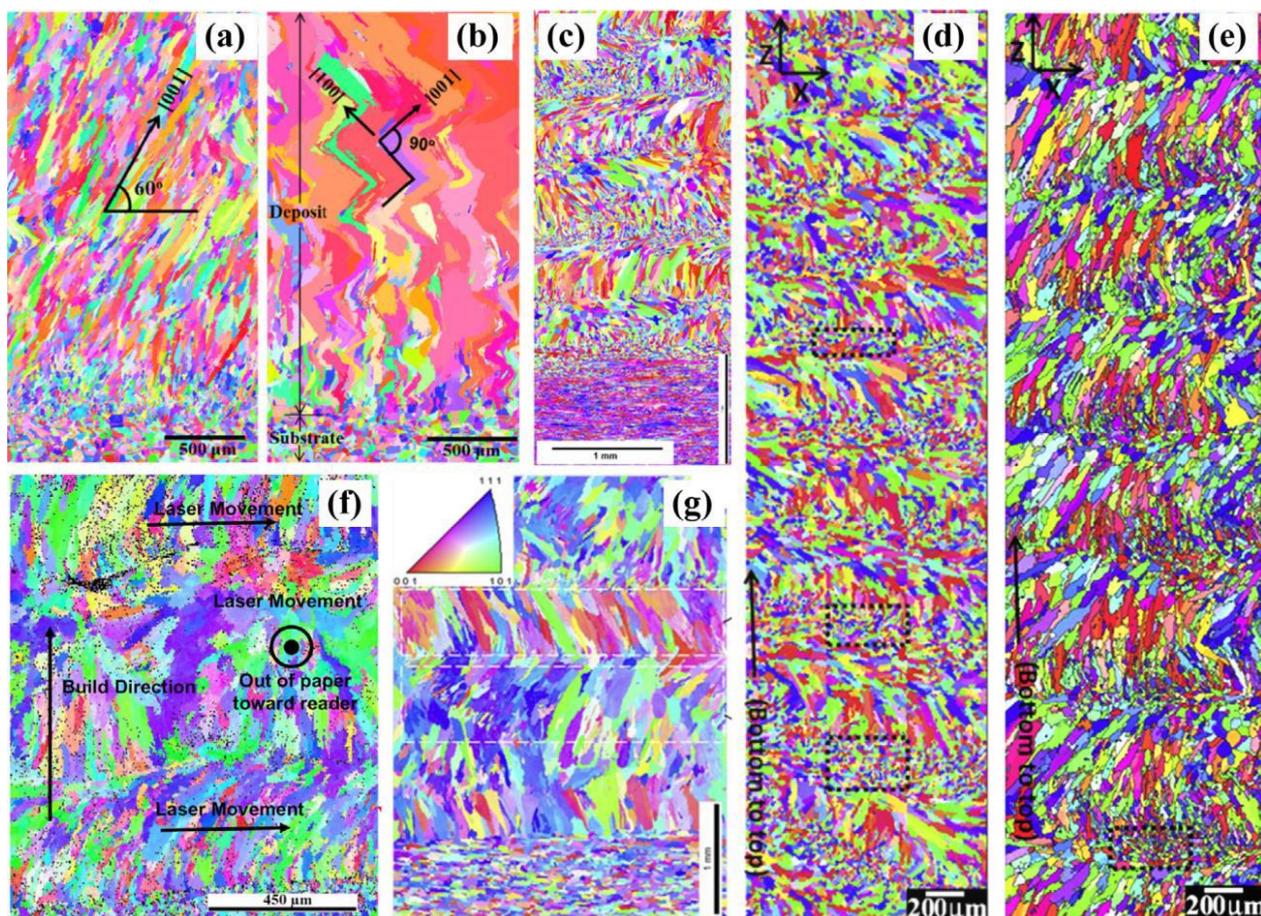


Рисунок 1.3 – Результаты EBSD анализа ориентации зерен (a) полученного при однонаправленной наплавке и (b, d, e) при двунаправленной наплавке сплава IN 718 [27]; (c) при однонаправленной наплавке сплава Cu–38Ni [28]; (f) при двунаправленной наплавке стали 316L [29]; (g) при двунаправленной наплавке алюминиевого сплава A4047 [30]

Еще одним из критериев, определяющих длину и направление кристаллов, является размер ванны расплава. Для процесса наплавки характерен случай, когда кристаллы перпендикулярны ванне расплава [31].

Размер же зерен во многом зависит от скорости охлаждения ванны расплава. Более разнородная структура получается при уменьшении скорости охлаждения [32]. Ввиду того, что процесс наплавки может проходить в разных направлениях, с разной шириной стенок, что повлияет на скорость

охлаждения, определение конечной структуры становится нетривиальной задачей.

1.3. Дефекты, образуемые в процессе наплавки алюминиевых сплавов

Для алюминиевых сплавов в процессе наплавки характерны те же дефекты, что и для большинства металлов в процессе сварки – образование пор, трещин, несплавлений т.д. Наличие дефектов в худшую сторону влияет на механические свойства готовых изделий, рассмотрим некоторые из них подробнее.

1.3.1 Образование пор

Принято разделять природу пор для алюминиевых сплавов на два вида: это газовые поры, сферичные полости в наплавленных слоях в результате высокой абсорбционной способности алюминия к газам (азота или кислорода) и парам воды (водорода), а также при испарении легирующих элементов (цинка или магния); поры, образовавшиеся в результате неправильного выбора технологических параметров [33], таких как низкая мощность лазерного излучения и скорость процесса наплавки.

Для предотвращения пор, процесс наплавки осуществляют в атмосфере инертных защитных газов. Авторами статьи [34], для уменьшения количества пор, рекомендуется повторять наплавленный слой без подачи присадочного материала с включенным лазерным излучением, для того чтобы, в процессе нагрева смогли выйти газы, которые не успели покинуть наплавленный слой в процессе кристаллизации материала. Другими исследователями проведен эксперимент [35] в результате которого было выявлено, что просушка алюминиевого порошка может способствовать уменьшению количества пор, за счет уменьшения влаги в порошке. Нами был проеден эксперимент, в котором производилась наплавка алюминиевого порошка AlSi10Mg с сушкой в 3-е суток, 2-е суток, 1-и сутки и без сушки. Результат представлен на рисунке 1.4.

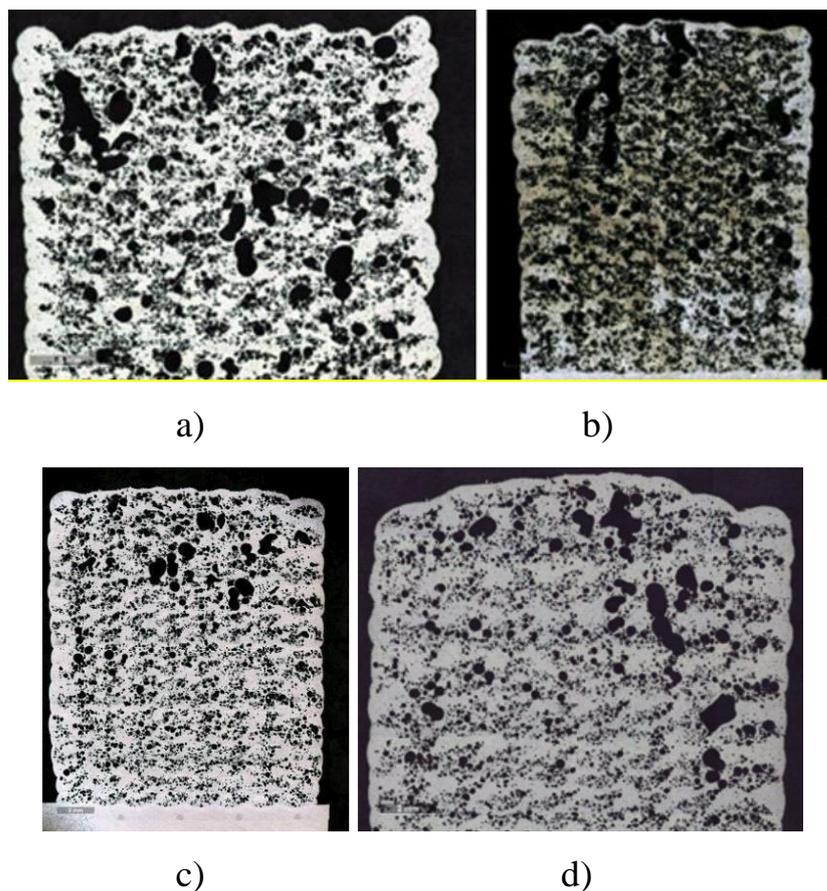


Рисунок 1.4 - Результаты сушки алюминиевого порошка AlSi10Mg: а) просушивание в течении 3-е суток; б) просушивание в течении 2-е суток; с) просушивание в течении суток; д) без просушивания

Как видно из рисунка 5, при выборе не оптимальных параметров технологического режима, сушка порошка не повлияла на конечный результат.

1.3.2 Образование кристаллических трещин

Образование кристаллических трещин в процессе наплавки алюминиевых сплавов, принято считать причиной низкой пластичности в температурном интервале хрупкости (ТИХ) и в широком эффективном интервале кристаллизации (ЭИК), которые определяются химическим составом материала и степенью отклонения условий кристаллизации от равновесных. Влияние последнего подробно изучено в статьях [36,37]. Как пишут авторы, при увеличении скорости наплавки, кристаллизация протекает в неравновесном положении жидкой фазы металла (рисунок 1.5).

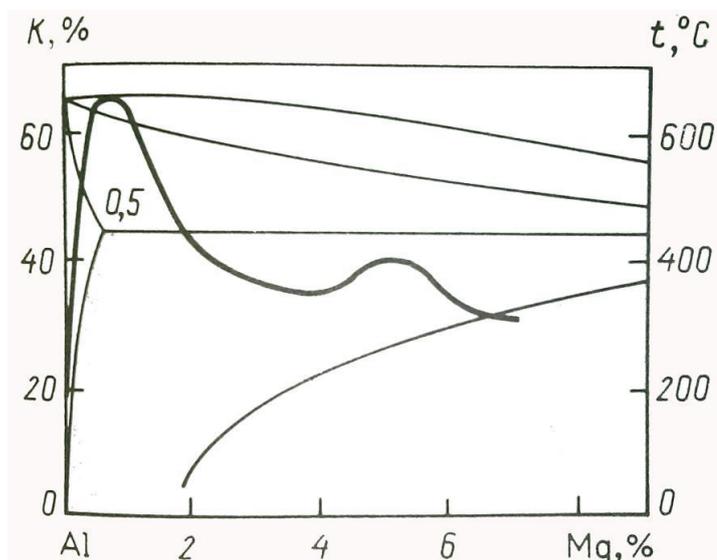


Рисунок 1.5 – График вероятности образования трещин в системе Al-Mg

Из рисунка видно, что при меньшем количестве легирующего компонента (максимум горячеломкости при 0,6% Mg), эвтектическая составляющая образуется в положении неравновесной кристаллизации. Именно в таком условии величина эффективного интервала кристаллизации максимальна. Материалы с высоким значением ЭИК больше всего склонны к трещинообразованию. Алюминиевые сплавы, которые часто склонны к образованию кристаллических трещин, относят к группе плохо свариваемых материалов.

Для предотвращения образований кристаллических трещин рекомендуется увеличить или перераспределить количество жидкой фазы по границам зерен, за счет выбора оптимального режима наплавки или с помощью добавления) специальных модификаторов. Это способствует повышению межзеренной пластичности структуры материала.

1.4. Методы лазерной наплавки проволоки и порошка

Ввиду широкого применения алюминиевых сплавов при производстве авиационно-космической техники, кораблестроении и т.д., задача обработки данных сплавов при сохранении характеристик металла наиболее актуальна и

требует вариативности подхода. Рассмотрим основные технологии наплавки из проволоки и порошка.

Наиболее популярными методами наплавки алюминиевой проволоки являются:

1.4.1. Дуговая наплавка проволоки

Самой простой, дешёвой, распространённой и перспективной технологией является – дуговая наплавка проволоки (WAAM - Wire Arc Additive Manufacturing) [38,39]. Послойное построение детали происходит с помощью электрической дуги (GMAW, GTAW), которая плавит подающуюся в зону сварки проволоку.

Основным преимуществом этого метода является высокая скорость наплавки по сравнению с другими методами (50-130 г/мин) [40]. Главной проблемой дуговой наплавки проволоки, являются колоссальные объёмы тепла, вкладываемые в изделие [41]. При длительном выращивании изделие может потерять форму, а структура претерпевать негативные изменения.

Одним из способов понижения тепловложения является технология «cold metal transfer» (CNT) для WAAM GMAW. Этот метод позволяет управлять каплепереносом без изменения энергетических параметров процесса. Принцип действия данной технологии основан на быстром механическом импульсе сварочной проволоки к изделию. В начале процесса зажигается сварочная дуга. Она поддерживает образование расплавленной капли на конце сварочной проволоки. После образования капли необходимых размеров, подающее устройство делает резкий толчок проволоки к изделию. После погашения дуги, образованная на краю проволоки капля, приклеивается к изделию, а подающий механизм резко возвращает проволоку на исходное значение вылета электрода, после чего дуга снова зажигается и процесс повторяется. Данный метод позволяет уменьшить количество вкладываемого тепла, однако из-за природы электрической дуги, они всё ещё высоки [41].

1.4.2. Плазменная наплавка проволоки

При плазменной наплавке проволоки (PAW - Plasma Arc Welding) электрическая дуга образуется через неплавящийся вольфрамовый электрод. Зона нагрева плазменной дуги намного меньше, чем при WAAM GTAW. Достигается это благодаря обжатию дуги ионизирующим газом или специальными магнитными полями [42]. При помощи этого обеспечивается высокая концентрация энергии. Таким образом, добиваются меньшего тепловложения, чем при WAAM процессе [43]. Существенным недостатком этого метода является высокий износ неплавящегося электрода. Связанно это с высокой температурой обжатой плазменной дуги.

1.4.3. Электронно-лучевая наплавка проволоки

Электронно-лучевая наплавка (EBAM - Electron Beam Additive Manufacturing) – это технология, которая использует электронный луч в качестве источника тепла. Принцип действия такой же, как при WLAM, только вместо лазерного излучения используется электронная пушка [44]. Производительность процесса 2-10 г/мин [41]. К преимуществам можно добавить использование вакуумной камеры, что исключает образование дефектов, связанных с окислением. Однако создание вакуума очень дорогостоящий процесс, а ресурс работы электронной пушки сильно ограничен по сравнению с лазером.

1.4.4. Лазерная наплавка проволоки

Перспективная технология выращивания изделий из проволоки – лазерная наплавка проволоки (WLAM – Wire Laser Additive Manufacturing). Источником энергии для плавления проволоки служит лазерное излучение. Проволока подаётся в сварочную ванну, нагретую лазерным лучом, где и происходит её плавление. Использование лазерного луча в качестве источника тепла имеет несколько преимуществ, которые включают высокую плотность энергии и низкое тепловложение, невысокий уровень тепловых

деформаций и дефектов, связанных с ними, быструю скорость нагрева и охлаждения, не требуется наличие вакуумной атмосферы и отсутствие электромагнитных помех [42]. Из недостатков можно отметить: невысокую производительность процесса (2-10 г/мин), дороговизну оборудования, а также необходимость в защитной атмосфере [41].

В технологиях наплавки изделий из порошкового материала наибольшую популярность имеют два метода – это селективная лазерная наплавка (SLS - Selective Laser Sintering) и прямая лазерная наплавка (SLM - Selective laser melting).

1.4.5. Селективное лазерное спекание

Селективное лазерное спекание (SLS - Selective Laser Sintering) - эта технология, при которой происходит послойное спекание порошка с помощью лазерного излучения. В некой емкости наносится тонкий слой порошка (100-120 мкм), после чего лазерное излучение малых мощностей (30-150 Вт) проходит по заданным траекториям. Лишний порошок, после этого убирается, попутно наносится новый порошок на следующий слой, и процесс повторяется.

Главным преимуществом данной технологии является возможность изготовления изделий сложной формы, с внутренними тонкостенными элементами. Из недостатков стоит отметить дороговизну оборудования, готовые изделия имеют небольшие габаритные размеры (в среднем до 300-500 мм) в виду не больших объемов рабочих камер, а также низкую производительность процесса.

1.4.6. Селективное лазерное плавление

В отличии от описанного метода ранее, в технологии селективного лазерного плавления (SLM - Selective laser melting) порошок подается непосредственно в ванну расплава.

Данная технология имеет большую производительность чем SLS, так как объем вносимого материала в единицу времени существенно больше, но

уступает дуговой лазерной наплавке. Также, стоит отметить возможность изготовления таким методом крупногабаритных изделий (до 2-3 метров) [45]. Но и стоимость оборудования выше, за счет наличия мощных киловаттных лазерных источников и приводных или роботизированных установок.

1.5. Основные системы высокопрочных алюминиевых сплавов для процесса наплавки

К высокопрочным алюминиевым сплавам (ВАС) можно отнести сплавы на основе алюминия с высоким показателем предела прочности (от 300 МПа и более), который достигается за счет добавления в материал легирующих (цинк, медь, магний, литий и т.д.) или редкоземельных элементов (скандий), а также с помощью процесса термоупрочнения. На сегодняшний день, в процессах наплавки используют алюминиевые сплавы систем Al-Mg и Al-Si, так как эти системы имеют высокую совокупность таких параметров как свариваемость, коррозионную стойкость, предел прочности и т.д. Рассмотрим каждую систему в отдельности.

1.5.1. Сплавы системы Al-Si

Сплавы системы Al-Si (силумин) – это алюминиевые сплавы с легирующим элементом кремний.

Марки данной системы содержат кремний в пределах от 4 до 18 %. На минимальной границе содержания кремния достигается необходимое минимальное значения параметра ЭИК, а при максимальном содержании кремния – минимально необходимый уровень пластичности.

Диаграмма состояния представлена на рисунке 1.6.

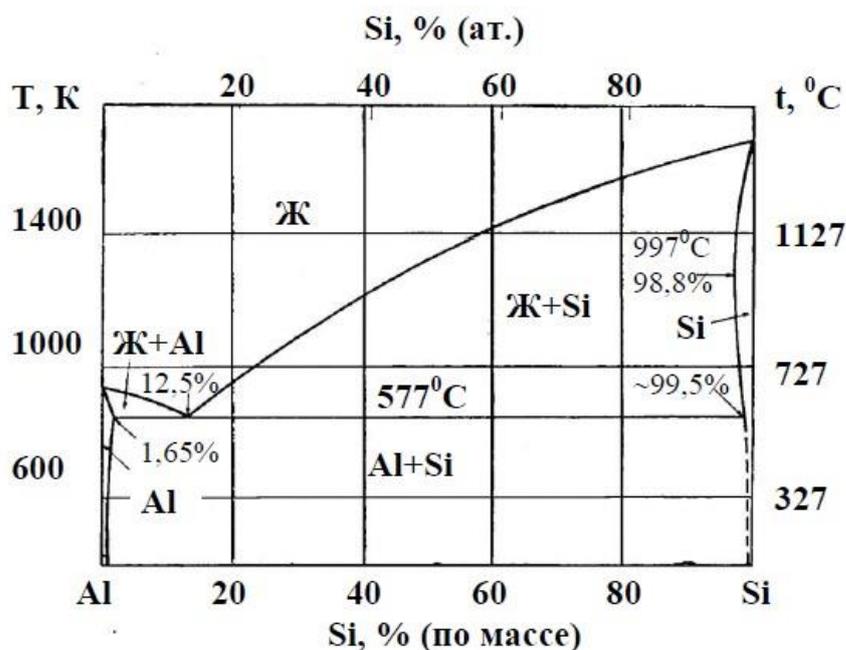


Рисунок 1.6 - Диаграмма состояния сплавов Al – Si

Образование эвтектики происходит при температуре 577 градусов и концентрации кремния в пределах 11,7-12,7 %. Высокая скорость диффузии кремния и отсутствие интерметаллидных соединений приводит к образованию равновесной фазы Si, за счет быстрого распада твердого раствора.

Из марок, подходящих для наплавки, стоит отметить AlSi10Mg или российский аналог АК9ч. Не смотря на низкий показатель пластичности, имеет высокий показатель механических (до 367 Мпа) и коррозионных свойств [46].

1.5.2. Сплавы системы Al-Mg

Алюминиевые сплавы системы Al-Mg имеют ряд особенностей, по сравнению с Al-Si системой:

- изделия из магниевых сплавов имеют более облегченную конструкцию, за счет того, что плотность магния в 1,5 раза ниже, чем плотность алюминия.

- изделия имеют большую пластичность, ввиду наличия гомогенной структуры в закаленном состоянии.

- высокая коррозионная стойкость за счет образования на поверхности магниевых сплавов плотной гидратной пленки.

При этом, стоит отметить низкие показатели текучести и сложности термического упрочнения.

На рисунке 1.7 приведена диаграмма состояния Al-Mg. Это пример эвтектической системы, в которой магний имеет ограниченную растворимость в алюминии.

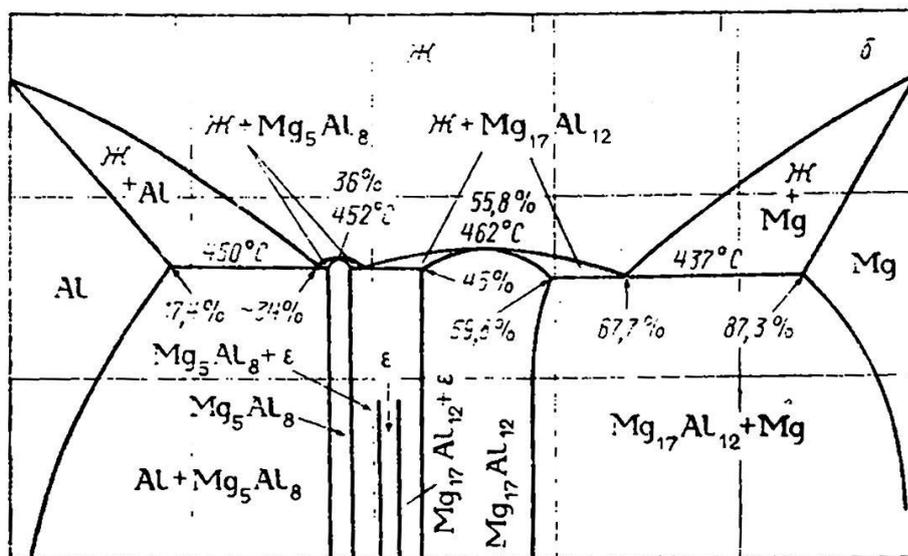


Рисунок 1.7 - Диаграмма состояния Al-Mg

Как видно из рисунка 1.7, эвтектика (состоящая из твердого раствора Mg в α -Al и интерметаллидной фазы β) кристаллизуется при 450 градусах и содержит 33% Mg. Как утверждают авторы статьи [47], возможно управлять структурой за счет изменения растворимости магния в α твердом растворе, а также повысить прочностные характеристики, за счет увеличения параметра кристаллической решетки.

К алюминиевым сплавам системы Al-Mg, которые используют в процессе наплавки, можно отнести марки АМг6, а также материалы с добавлением скандия, например св1575, св5356.

1.6. Выводы по обзору литературы

- Основными параметрами, влияющими на конечную структуру, при кристаллизации в процессе лазерной наплавки являются плотность энергии лазерного излучения (мощность и диаметр пятна), а также время воздействия на материал (температурный градиент и скорость охлаждения).

- В зависимости от выбранных технологических параметров и направления наплавки, меняется форма и размер кристаллов в структуре, и их направленность. Также может меняться и размер зерен.

- Одними из основных дефектов при наплавке являются поры и кристаллические трещины. Для предотвращения дефектов рекомендуется проводить процесс в среде инертных газов, просушивать порошок или зачищать проволоку, а также внимательно относиться к выбору технологического режима.

- Среди различных методов наплавки порошка или проволоки стоит выделить технологии с использованием дуги за высокую производительность и дешевизну оборудования и лазерного излучения, за возможность изготовления сложных деталей и особенность энергетического источника, в виде высокой скорости нагрева и охлаждения.

- В качестве наплавочного материала подойдут сплавы систем Al-Mg и Al-Si, в виду высокого показателя прочности и пластичности, при удовлетворительной свариваемости. Из марок стоит отметить Амг6, св 1575, св 5356, АК9ч.

ГЛАВА 2. МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

2.1. Объекты исследования

В качестве объектов исследования были выбраны алюминиевые сплавы доступные на российском рынке, а также отличающихся по своим характеристикам высокими показателями прочности. Выбранные материалы относятся к системам Al-Si, Al-Mg и Al-Mg-Sc. Химический состав представлен в таблице 2.1 и таблице 2.2.

Таблица 2.1 - Химический состав алюминиевых порошков, используемых в исследованиях

№	Массовая доля химических элементов, масс. %												
	Al	Mg	Si	Mn	Fe	Zr	Cu	Zn	Ni	Ti	Sc	Be	Cr
-	Al	Mg	Si	Mn	Fe	Zr	Cu	Zn	Ni	Ti	Sc	Be	Cr
AK9ч	ост.	0,17-0,30	8-10,5	0,2-0,5	до 0,6-1	0,09-0,14	0,3	0,3	0,1	0,01-0,06	-	0,10	-
св1575	ост.	5,5-6,1	0,01-0,1	0,3-0,7	0,02-0,15	0,18-0,25	0,02-0,1	-	0,06	0,01-0,06	0,18-0,25	0,00-0,04	0,02-0,12
св1580	ост.	5,78	0,03	0,5	0,19	0,13	0,03	0,2	-	-	0,06	-	0,2
св5356	ост.	4,8-5,8	0,5	0,3-0,8	0,5	-	0,1	0,2	-	0,01-0,04	-	0,00-0,03	-
Амг6	ост.	5,8-6,8	0,4	0,5-0,8	0,4	-	0,1	0,2	-	0,02-0,10	-	0,00-0,03	-

Таблица 2.2 - Химический состав алюминиевой проволоки, используемой в исследованиях

№	Массовая доля химических элементов, масс. %												
	Al	Mg	Si	Mn	Fe	Zr	Cu	Zn	Ni	Ti	Sc	Be	Cr
-	Al	Mg	Si	Mn	Fe	Zr	Cu	Zn	Ni	Ti	Sc	Be	Cr
СвАмг6	ост.	5,8	-	0,8	-	0,1	0,03	0,2	-	0,03	-	0,00-0,03	-

Химический состав сплавов соответствует ГОСТ -4784-2019.

2.2. Методика процесса лазерной наплавки из проволоки

Наплавка из проволоки проводилась на лазерно-дуговом сварочном технологическом комплексе (ЛДСТК, оборудование СПбГМТУ) на базе мощного волоконного иттербиевого лазера ЛС-15 с максимальной выходной мощностью 15 кВт. Излучение транспортировалось по оптоволоконному кабелю на оптическую головку YW50 ZK фирмы Procitec с фокусным расстоянием 400 мм и фокальным пятном 0,4 мм. Для перемещения проволоки в рабочую зону процесса, использовалось устройство подачи проволоки ПДГО - 601 и подключенная к нему сварочная горелка. В экспериментах применялись алюминиевые пластины Д16Т толщиной 16 мм и проволока AlMg6 диаметром 1,2 мм. В качестве защитного газа использовался аргон. Схема процесса представлена на рисунке 2.1.

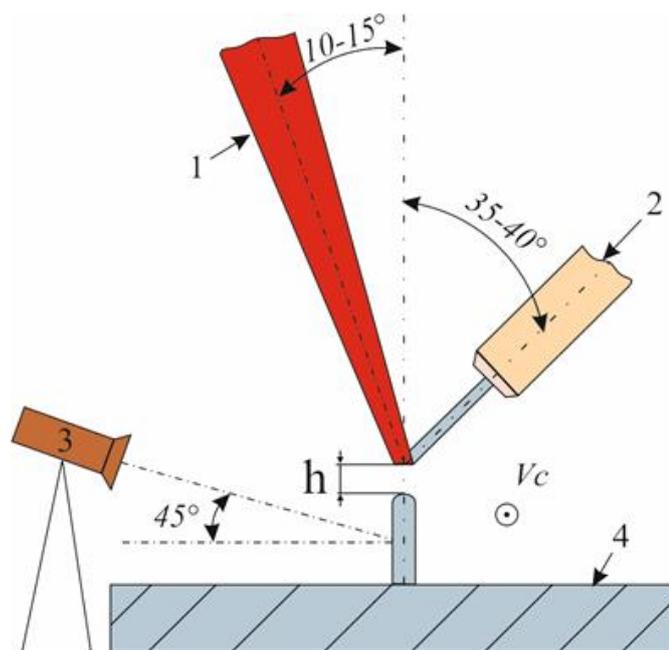


Рисунок 2.1 - Схема процесса, где 1 – Лазерный луч; 2 ПДГО-601; 3 – Тепловизор; 4 – Металлическая подложка, V_c – направление наплавки, h – расстояние от точки фокусировки лазерного излучения на проволоке до поверхности наплавки

Были выращены линейные образцы на пластине путем последовательного наложения слоев с временными паузами, двумя способами: в одну сторону и с переменным направлением.

2.3. Методика процесса лазерной наплавки из порошка

Для лазерной наплавки алюминиевых образцов из порошковых материалов использовался роботизированный технологический комплекс «ИЛИСТ-L» (рисунок 2.2) находящийся в лаборатории «Аддитивные и сварочные технологии» на базе Санкт-Петербургского государственного морского технического университета (СПбГМТУ).



Рисунок 2.2. Роботизированный технологический комплекс «ИЛИСТ-L»

Комплекс оборудован волоконным лазером ЛС-3 фирмы IPG мощностью до 3 кВт с лазерной головкой D-30L той же фирмы. Позиционирование и процесс наплавки производилось с помощью шестиосевого робота M-20iB фирмы Fanuc.

Наплавка происходила методом прямого лазерного выращивания, когда порошок подается через струйное сопло под лазерный луч. Расстояние от сопла до подложки 11 мм. Серии образцов наплавлялись за одно заполнение камеры защитным газом - аргоном. Процесс наплавки проходил с разворотом

слоев (шаг слоя 0,6-0,8 мм) и с паузой между проходами. Мощность лазерного излучения варьировалась от 1600-2200 Вт, скорость процесса наплавки от 15-25 мм/с, диаметр пятна от 1,8 до 2,5 мм.

2.4. Методика калибровки тепловизора

Настройка тепловизора (Testo-890 с чувствительностью $<0,04^{\circ}\text{C}$ и диапазоном измеряемых температур от -30 до 1200°C) для работы с алюминием проводилась методом калибровки по термопарам. Схема процесса представлена на рисунке 2.3.

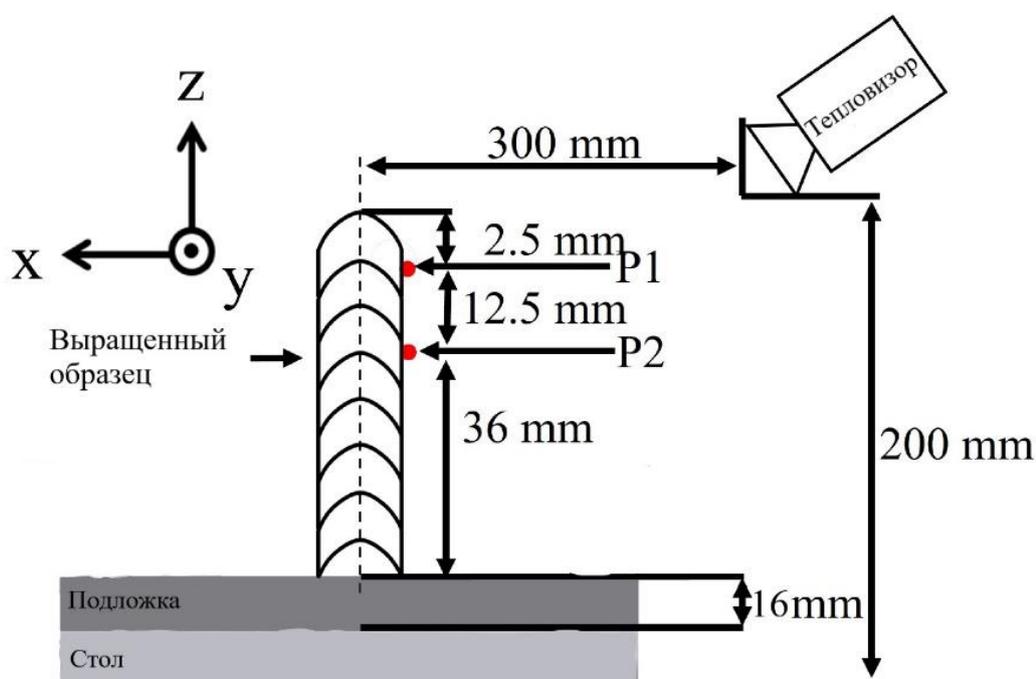


Рисунок 2.3 - Схема калибровки тепловизора, где P1 и P2 – место проплавки термопар

К выращенной стенке припаивается две термопары на расстоянии около 10 мм расположенные в точках P1 и P2, а также устанавливается тепловизор на определенном расстоянии от образца. Выбор количества термопар, объясняется необходимостью зафиксировать показания двух диапазонов температур ($150-950^{\circ}\text{C}$ для верхней и $0-250^{\circ}\text{C}$ для нижней термопары), для более точного результата калибровки. Далее, на стенку наплавляется верхний слой и замеряются температуры. С помощью настраиваемого на тепловизоре

параметра коэффициента излучения, методом подбора добиваются результата, при котором показания с тепловизора и термопар совпадают с погрешностью не меньше 5%.

2.5. Микроструктурные исследования

Образцы, полученные в ходе исследования, изучались в поперечном сечении с помощью металлографического микроскопа Leica DMi8, предназначенного для контроля качества металлов.

Резка производилась на автоматическом высокоскоростном прецизионном отрезном станке METKON MICRACUT 202 со скоростью менее 100 мкм/с во избежание поломки диска. Образцы запрессовывались в черную фенольную смолу ВАК-В производства METKON. Используемое оборудование - станок горячей запрессовки образцов ATM OPAL X-PRESS 2.

Шлифовка производилась в несколько этапов полировки, с помощью специальной полировочной бумаги, на шлифовально-полировальном станке ATM SAPHIR 250 A1 ECO. В процессе обработки образцы тщательно промывались и сушились после каждого этапа полировки.

Для выявления структуры применялось химическое травление в 10% водном растворе плавиковой кислоты [11 мл 48% HF+ 100 мл H₂O] в течении 30-60 сек.

ГЛАВА 3. АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Как говорилось ранее, при обработке высоколегированных материалов с помощью лазерного излучения, особенно при многопроходной сварке или длительном по времени аддитивном производстве мелкосерийных изделий, происходит выгорание химических элементов, что приводит к понижению механических свойств изделия. Помимо этого, при перегреве алюминия, за счет высокой теплопроводности, образуются остаточные деформации, что ведет к образованию трещин, а оксидные пленки на поверхности детали, которые имеют температуру плавления большую, чем у алюминия в несколько раз, приводят к затруднению дальнейшей обработки изделия и ухудшению структуры материала.

В связи с этим, имеется необходимость исследования структурных формообразований многопроходной обработки лазерным излучением. Достоверность полученных результатов, основанная на базе экспериментов и расчетных методик, позволила бы получить необходимые термические циклы для производства целевого изделия. Это приведет к повышению механических свойств за счет снижения выгорания химических элементов в высоколегированных сплавах алюминия, а регулирование температуры нагрева металла, улучшит формирование обрабатываемого изделия.

3.1. Анализ влияния термических циклов на формирование структуры в процессе наплавки алюминиевой проволоки

Для расчета температурного поля использовалась модель процесса теплопереноса при выращивании из проволоки [19-20]. За основу взят точечный источник тепла на поверхности полубесконечного тела, связанный с началом системы координат и движущийся в положительном x -направлении (формула 3.1):

$$\Delta T(x, y, z) = \frac{q}{2\pi\lambda R(x, y, z)} \exp\left(-\frac{V}{2\chi}(R(x, y, z) + x)\right), \quad (3.1)$$

Где $\Delta T(x, y, z)$ – изменение температуры в точке с координатами x, y, z соответственно, q – мощность источника тепла, λ – теплопроводность материала, R – расстояние от источника тепла до тела, V – скорость наплавки, χ – температуропроводность (равная $\chi = \lambda/(c*\rho)$, c – удельная теплоемкость, ρ – плотность материала).

Несмотря на то, что модель теплопереноса была разработана для процессов, где в качестве источника тепла выступает электронный луч, ее можно использовать и для лазерного луча, поскольку оба источника можно представить в виде поверхностных эллиптических источников тепла.

Моделирование процесса выращивания выполнялось для различных значений мощности лазерного излучения в диапазоне от 4500 до 6500 Вт и времени паузы между проходами в диапазоне 8 – 22 секунд. Другие параметры режима были приняты следующие: угол наклона лазерного луча относительно горизонтальной поверхности образца 10° , диаметр пятна лазера на поверхности образца 5 мм; скорость наплавки 20 мм/с, скорость подачи проволоки 50 мм/с.

Моделируемый образец представляет собой одиночную стенку длиной 80 и 160 мм и высотой 100 слоев. Для анализа температурного состояния моделируемых образцов и расчета термических циклов было принято решение рассматривать одну точку в средней части выращенной стенки и одну вблизи края. Средняя область в реальном процессе обладает наибольшей стабильностью процесса и влияние краевых эффектов на рассматриваемую точку минимальное. Для точки в краевой области характерен уменьшенный теплоотвод. Схема расположения рассматриваемых точек показана на рисунке 3.1.

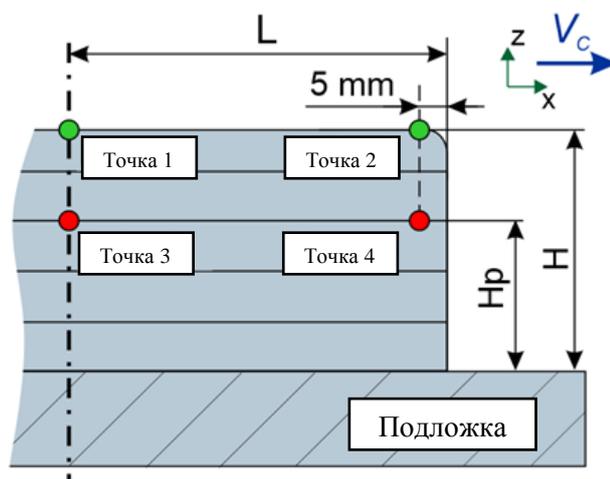


Рисунок 3.1 - Схема расположения точек моделирования

В результате моделирования была получена остаточная температура подогрева в средней и боковой частях стенки (точка 1 и 2 соответственно) в зависимости от количества наплавленных слоев.

С целью уменьшения разности температур в выбранных точках было выполнено моделирование для случая уменьшения мощности лазерного излучения по мере наращивания высоты стенки. Параметры режима с изменением мощности излучения в зависимости от высоты стенки (по слоям) представлены в таблице 3.1.

Таблица 3.1. Изменение мощности лазерного излучения в зависимости от номера прохода

Проход	Мощность, Вт
1-2	6500
3-10	5800
11-34	5200
35-50	4800
51-100	4500

На основе расчетов можно сказать, что при использовании постоянной мощности лазерного излучения при нанесении первых слоев происходит как рост температуры всей стенки в целом, так и резкий рост разницы температур между точками 1 и 2. Примерно после 20 слоя разница температур в точках 1 и 2 почти перестаёт расти и принимает постоянное

значение, но при этом растёт общая температура стенки. Однако, если использовать уменьшение мощности с увеличением слоев, то это приводит к нескольким эффектам. Во-первых, уменьшается общая температура стенки. Во-вторых, уменьшается разность температур между точками 1 и 2. Это значит, что тепло на краю стенки накапливается в значительно меньшей степени, чем при постоянном режиме.

Тестовые режимы выращивания, выбранные по результатам моделирования, представлены в таблице 3.2.

Таблица 3.2. Тестовые режимы для выращивания

Параметры	Режим №1	Режим №2	Режим №3
Угол подачи проволоки, (°)	35	35	35
Угол наклона лазерного излучения, (°)	10	10	10
Мощность излучения, kW	5,5	5,5	6,5-4,5
Скорость наплавки, мм/с	20	20	20
Скорость подачи проволоки, мм/с	50	50	50
Диаметр лазерного пятна, мм	5	5	5
Время паузы, с	8	22	22
Длина стенки, мм	160	160	80

Качество нанесенных слоев оценивали визуально и на основании металлографического анализа поперечного сечения. На рисунке 3.2 представлена стенка, полученная на режиме №1 с постоянной мощностью. По достижении высоты стенки более 15 мм наблюдается нестабильный процесс наплавки. Высота полученной стенки 20-23 мм, ширина 4-5 мм. Аналогичный результат получился и для второго режима.



Рисунок 3.2 - Образец, полученный на режиме №1

На рисунке. 3.3 показан образец № 3, высота стенки 63 мм, ширина 4-5 мм, общее количество проходов – 94. Стабильное формирование наблюдалось по всей высоте, несмотря на небольшое уширение стенки по краям. Так же в этой зоне наблюдается образование трещин, скорее всего по причине перегрева данных зон.

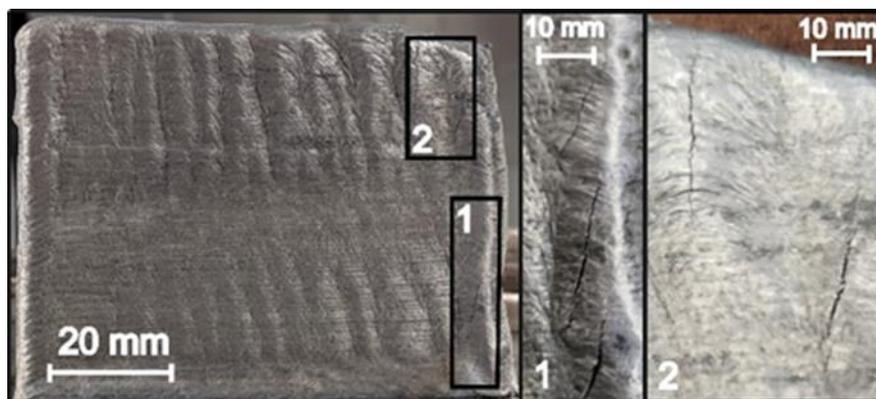


Рисунок 3.3 - Образец №3

На основе результатов, полученных в ходе эксперимента по выращиванию стенки, были построены термические циклы с использованием тепловизора, для точек, расположенных на поверхности образца. Условия кристаллизации ванны расплава и охлаждения стенки, были получены расчетным путем.

На рисунке 3.4 приведено сравнение результатов измерения и расчета температурных циклов в точках 2 и 3 образца №3, при этом $H_p=12$ mm (см. рисунок 2).

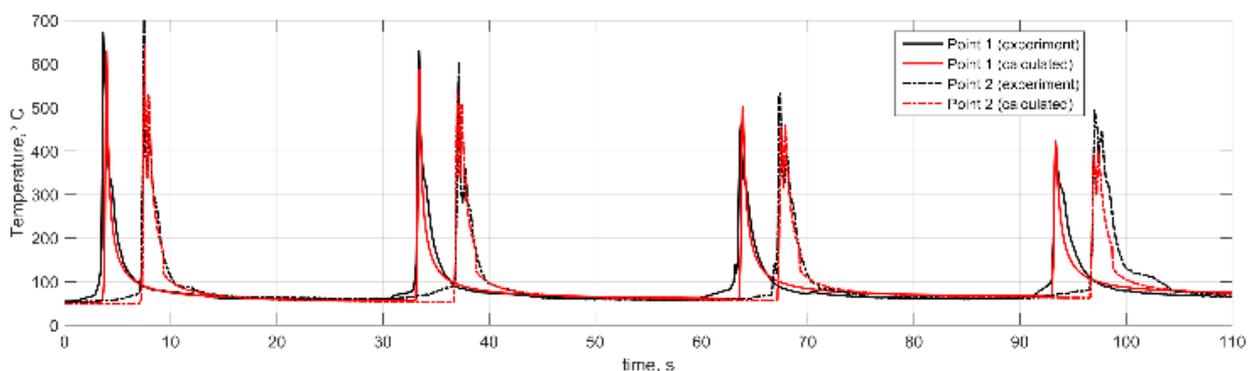


Рисунок 3.4 - Результаты измерения температурных циклов для образца №2

Рассчитанные температурные циклы имеют некоторые отклонения в местах температурных пиков, когда координата x рассматриваемой точки совпадает с осью лазерного луча. При этом, в области остывания или снижения температуры наблюдается довольно хорошее совпадение кривых. Это прежде всего связано с тем фактом, что аналитическое решение само по себе имеет погрешность в зонах, находящихся непосредственно вблизи действия источника тепла. На данном режиме рассчитанные и экспериментальные циклы удовлетворительно совпадают. Наиболее стабильное формирование получилось на образце с уменьшением мощности по мере увеличения слоев, т.е. на образце с минимальным перегревом края, что совпадает с результатами предварительного моделирования. Если использовать режим с постоянной мощностью, то это создает более выраженный перегрев края стенки, что ведет к потере устойчивости процесса. На краю стенки наблюдается повышенная температура подогрева. За счет скопившегося тепла на краю стенки увеличивается ширина ванны расплава и, как следствие, высота слоя локально уменьшается. При оплывании стенки расстояние h увеличивается, формирующаяся капля на конце присадочной проволоки теряет контакт с ванной расплава, и ее отрыв от проволоки происходит с задержкой. Таким образом, в стенку не поступает необходимое количество строительного материала, что приводит к образованию неровностей на краях стенки, вплоть до полной потери формы. Процесс становится нестабильным. Таким образом, изменение режима переноса металла является одним из факторов, который влияет на формирование оплывов и спада на краю.

Из стенки была вырезана центральная часть образца для изготовления поперечного шлифа, который представлен на рисунке 3.5. Для выявления структуры применялось химическое травление в 10% водном растворе плавиковой кислоты [11 мл 48% HF+ 100 мл H₂O] в течении 30-60 сек.

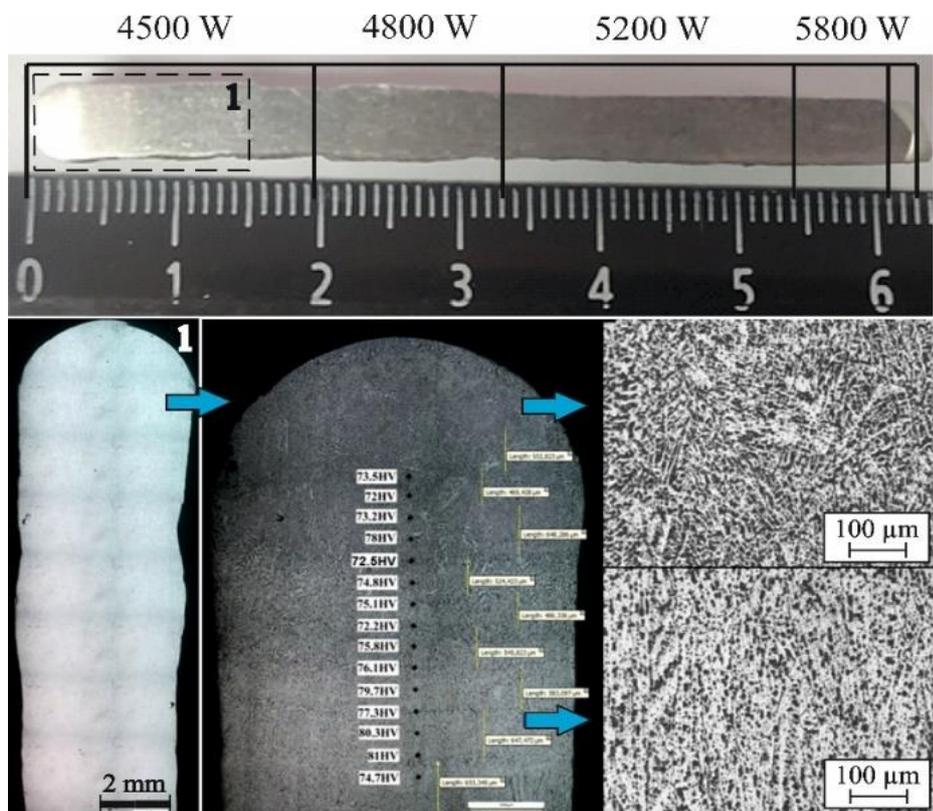


Рисунок 3.5 - Макроструктура образца, полученного на режиме №3

На краях стенки в верхней зоне, при мощности 4,5 кВт, имеются несплавления в малом количестве. Возможно, это связано с нехваткой плотности мощности лазерного излучения на краях пятна для переплавки проволоки. Также в этой части образца присутствуют поры, не превышающие 50 мкм в диаметре.

В образце наблюдается слоистая структура, во всем объеме наплавленного материала присутствуют выраженные дисперсные включения. В структуре есть единичные дефекты в виде несплавлений. Оптическая микроскопия показала, что структура представляет собой матрицу на основе твердого раствора алюминия с равномерно распределенными в ней дисперсными включениями, содержащими Al, Mg, Cu, Mn. Исходя из размера и равноосной формы зерна, которое получается при высоких скоростях охлаждения, как описывалось ранее, можно предположить, что данный образец обладает приемлемыми механическими свойствами, равными аналогичному деформированному сплаву.

3.2. Влияние выгорания химических элементов на механические свойства наплавленных образцов из проволоки

При выращивании сплавов алюминия, имеющих в своем составе магний как упрочняющий элемент, возникает испарение легирующего элемента. На участке стенки, где мощность лазерного излучения равнялась 4500 Вт, были зафиксированы потери магния в области 15% (рисунок 3.6).

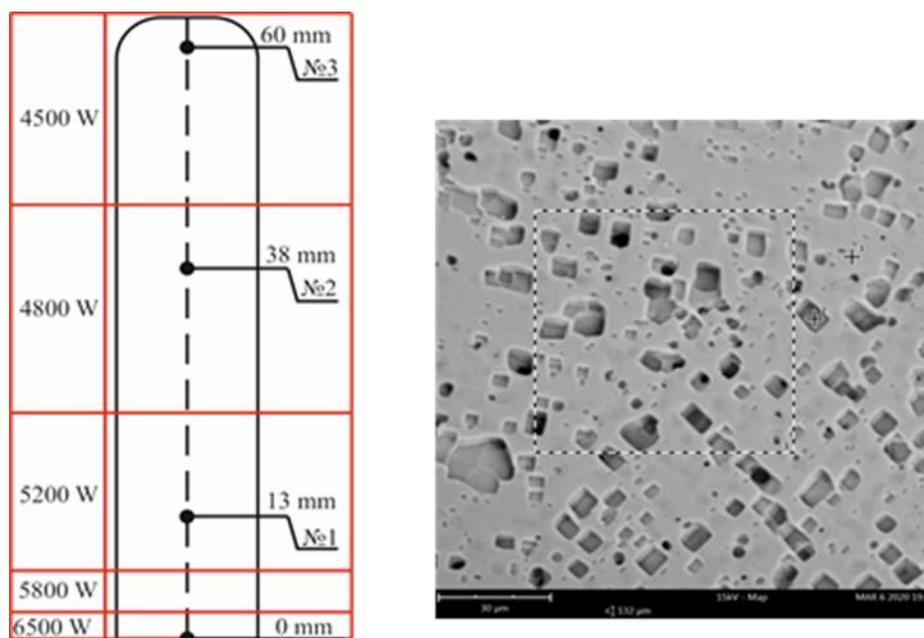


Рисунок 3.6 - Точки измерения (а) и область определения химического состава (b)

На сколько критично повлиял этот процент выгорания магния на механические свойства образца сказать трудно. Ввиду недостаточных габаритов образца, подготовить образец для механических испытаний не представлялось возможным. Из литературных источников, известно, что для сохранения исходной концентрации магния в сварочной проволоке, его содержание увеличено с целью баланса концентрации в наплавленном образце. В процессах сварки алюминия дуговыми методами и сварки трением с перемешиванием, потери легирующих элементов при выгорании достигают значений до 30% [48].

3.3. Анализ влияния параметров лазерного излучения на формирование образцов

В ходе проведения экспериментов по наплавке алюминиевой проволоки было замечено, что даже при расчете термических циклов для поиска оптимального режима и получения необходимой структуры, этого может быть недостаточно, для стабильного формирования наплавочных слоев. Технологические параметры должны не только соответствовать структурным, но и формообразующим показателям. Для определения геометрии были использованы математические расчеты, подробно описанные в статье [49]. Эти вычисления применимы для прогнозирования геометрии выращенных многопроходных стенок. Согласно этим расчетам, были подобраны режимы, соответствующие требованиям по стабильному формированию слоев с помощью процесса лазерной наплавки алюминиевого порошка АМг6. Режимы представлены в таблице 3.3.

Таблица 3.3. Расчетные режимы для алюминиевого порошка АМг6

№ Режимы	Мощность, кВт	Скорость наплавки, мм/с	Ширина валика, мм	Диаметр пятна, мм	Смещение по ширине, мм	Смещение по высоте, мм
1	1,6	20	2	1,8	1,33	0,6
2	1,8					
3	2,0					
4	2,2					

По сравнению с режимами для алюминиевой проволоки, были уменьшены скорость процесса наплавки с 25 до 20 мм/с, смещение по высоте с 0,8 до 0,6 мм, диаметр пятна с 5 до 1,8 мм. С уменьшением диаметра пятна и увеличением плотности мощности при меньшей скорости наплавки, диапазон исследуемых значений мощности лазерного излучения был также пересмотрен с 4,5-6,5 кВт до 1,6-2,2 кВт.

Кроме того, в ходе моделирования, было выяснено, что при малых значениях мощности, расчет показывал несплавления между валиками. При высоких значениях, наблюдалось оплывание стенки.

В ходе проведения эксперимента были выращены образцы согласно режимам, указанным в таблице 3.3. В процессе наплавки наблюдалось стабильное формирование наплавленных слоев. Результат сравнения расчета и эксперимента для образца №4 представлен на рисунке 3.7.

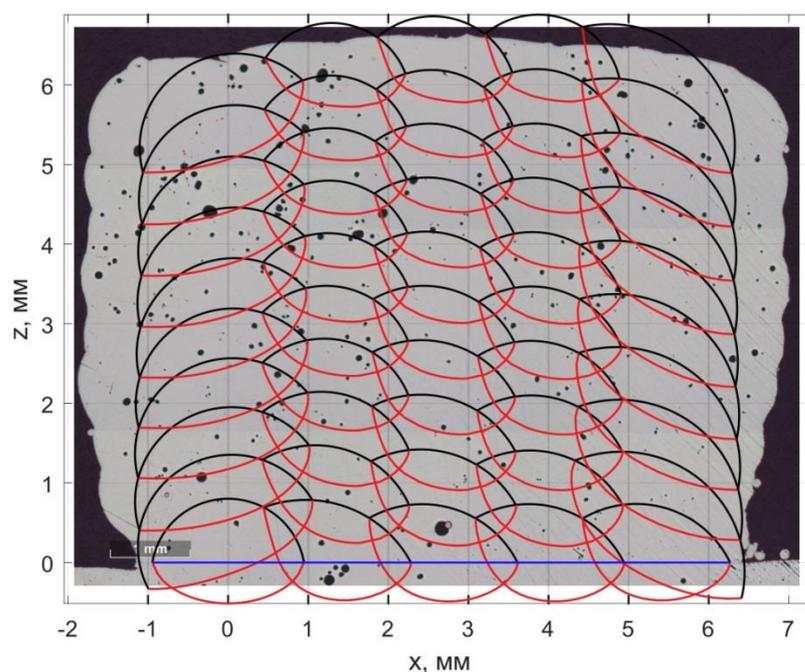


Рисунок 3.7 - Сравнение геометрии, полученной в результате эксперимента и математических расчетов для режима №4

Как видно из результатов сравнения, расчет с определенной долей погрешности совпадает с результатом эксперимента, за исключением формы на краях. В процессе наплавки наблюдалось частичное оплывание стенок на первом и последнем валике. Возможно, что на крайние валики подавалось немного больше наплавочного материала чем требовалось.

Так же, это может быть связано с тем, что из-за низкой плотности алюминия и малого расхода порошка (около 5 г./мин.) при высоком значении расхода защитного газа (15 л/мин) под действием давления газа, порошок частично сдувало из места наплавки. Это же могло стать причиной образование пор, защитный газ, который не успел выйти в процессе кристаллизации зерен, остался в наплавочном материале.

На основе расчета были выбраны остальные режимы по наплавке алюминиевых порошков.

3.4. Анализ влияния мощности лазерного излучения на формирование структуры в процессе наплавки алюминиевого порошка

В качестве исследуемых материалов были выбраны порошки, высоким показателем прочности из разных систем. Пример материалов и исследуемых режимов представлен в таблице 3.4.

Таблица 3.4. Материалы и режимы исследования

№	Материал	Мощность, кВт	Скорость наплавки, мм/с	Ширина валика, мм	Диаметр пятна, мм	Смещение по ширине, мм	Смещение по высоте, мм
1	АК9ч	1,6	20	2	1,8	1,33	0,6
2		1,8					
3		2,0					
4		1,8					
5	Св1575	1,6	20	2	1,8	1,33	0,6
6		1,8					
7		2,0					
8	Св1580	1,6	20	2	1,8	1,33	0,6
9		1,8					
10		2,0					
11	Св5356	1,6	20	2	1,8	1,33	0,6
12		1,8					
13		2,0					
14	Амг6	1,6	20	2	1,8	1,33	0,6
15		1,8					
16		2,0					

Для данных режимов были подготовлены технические образцы, представленные на рисунке 3.8 и рисунке 3.9.

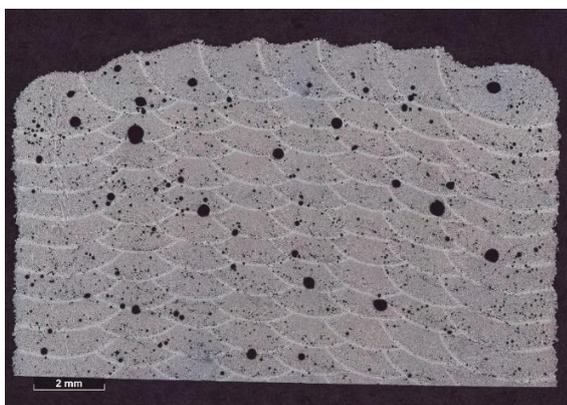


Рисунок 3.8 - Технический образец №4

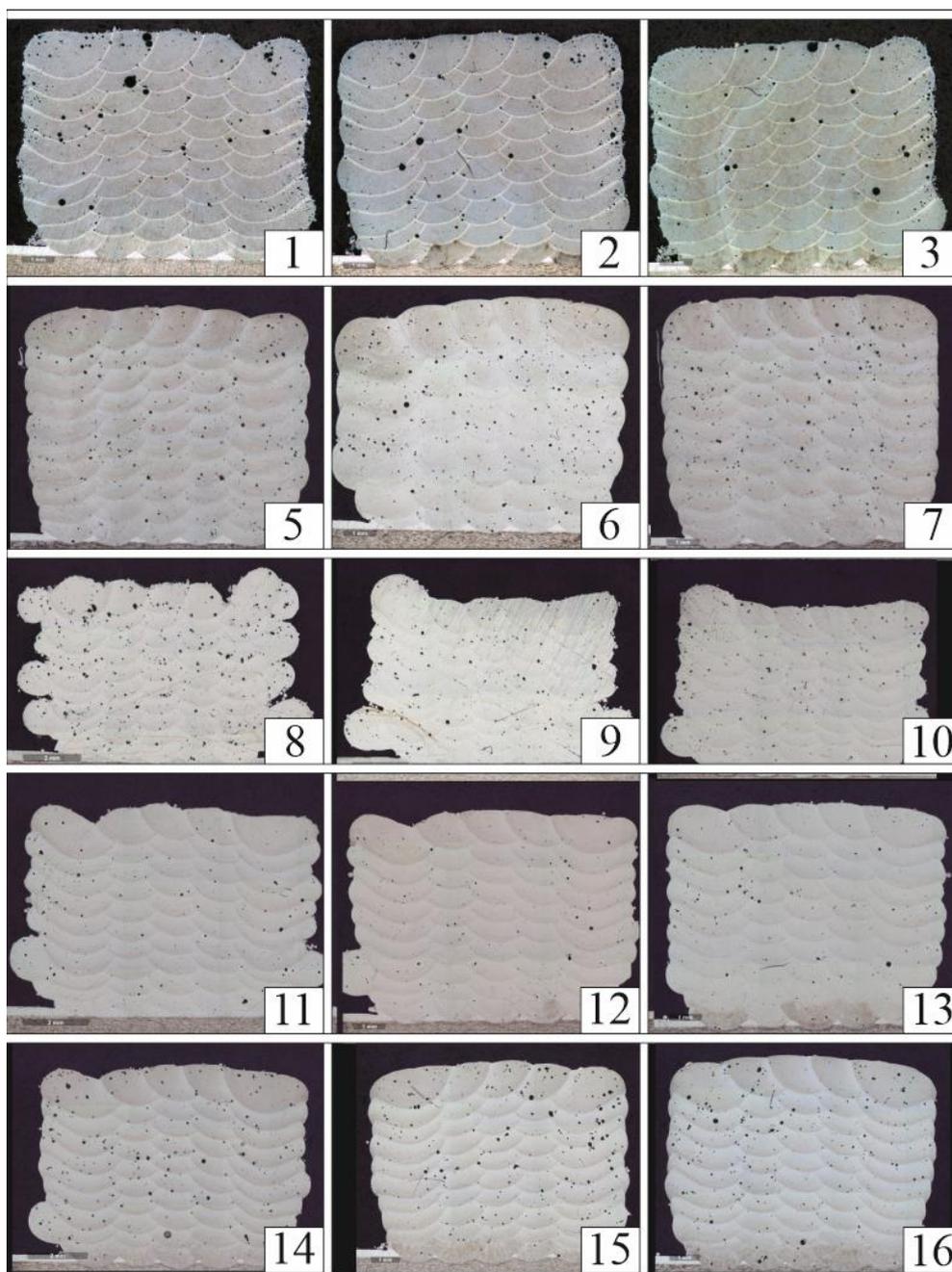


Рисунок 3.9. Технические образцы

На всех образцах наблюдается оплывание крайних валиков, как было упомянуто в разделе 3.3. Наиболее стабильными и бездефектными получились образцы из сплава АК9ч №3, св5356, св11575 и Амгб №16. Процесс лазерной наплавки проводили в среде защитного газа аргона, пауза между соседними валиками – 15 с.

Для всех образцов были получены фотографии макроструктур. В качестве примера, приведены структуры для 4-х режимов сплава АК9ч на увеличении микроскопа в 100 и 500 раз (рисунок 3.10).

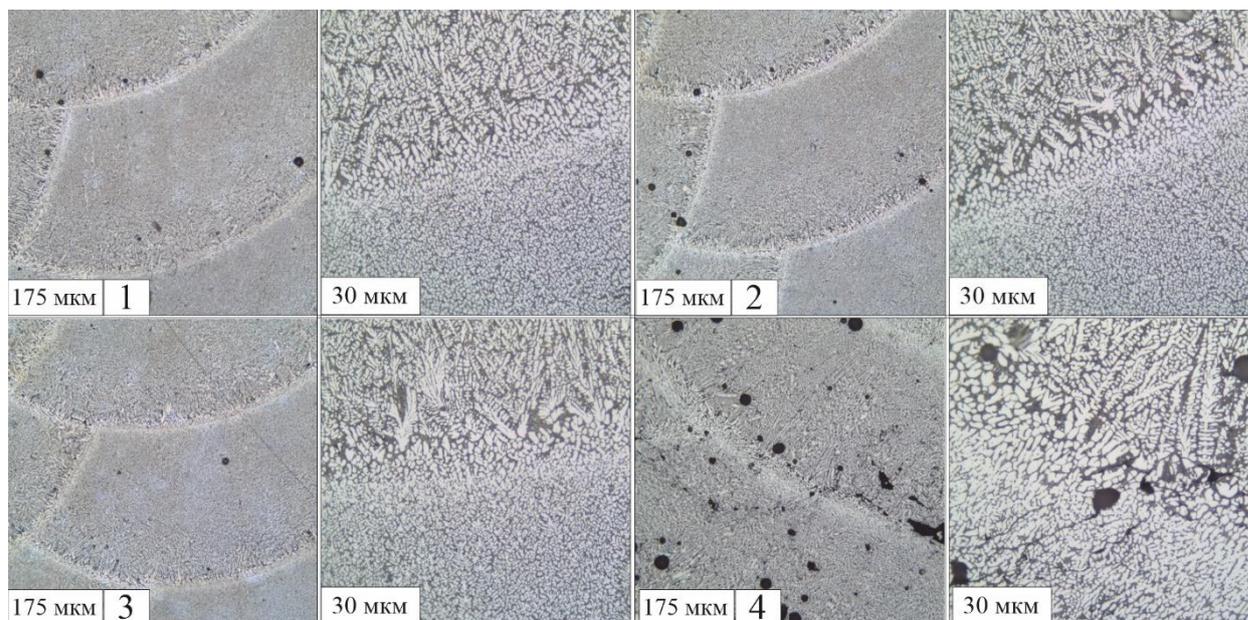


Рисунок 3.10. Фотографии структур для сплава АК9ч

На рисунке 3.10 наблюдаются структуры с дендритной кристаллизацией. Для первых трех образцов, где менялась только мощность лазерного излучения, наблюдается увеличение дендритов и вытягивание их формы в разном направлении с увеличением мощности лазера в нижней части наплавочных слоев. Средний размер ячеек для образца №1 составляет 2,76 мкм, для образца №2 - 3,48 мкм и 3,53 мкм для образца №3. Для образца №4, который отличался по режиму от других, видно существенное увеличение дендритных ячеек до 5,16 мкм и вытягивание их в одном направлении.

Такое увеличение ячеек может быть связано с тем, при увеличении пятна и скорости процесса падает плотность энергии, следовательно, уменьшается температурный градиент. Согласно рисунку 1.2, эта ситуация соответствует причине увеличения формы ячеек. В верхней части наплавочных слоев, где скорость теплоотвода выше, наблюдаются ячейки близкие к равноосному формированию. Если для первых трех образцов размер ячеек одинаковый – 1,82 мкм, то для четвертого – 2,5 мкм. Размер дендритных ячеек в структуре литейных алюминиевых сплавов играет существенную роль в конечных свойствах изделия.

3.5. Анализ влияния структур, полученных в процессе лазерной наплавки алюминиевых порошков на механические свойства

Из литературных источников известно, что литейные алюминиевые сплавы, у которых мелкодисперсная структура, показывают более высокие показатели по механическим и технологическим свойствам по сравнению с более грубодисперсной структурой таких же материалов. Кроме этого, наличие большого количества пор и несплавлений существенно влияют на механические свойства.

По рисунку 3.10, где приведены образцы, полученные из порошка АК9ч методом лазерной наплавки видно, что на образце №4 присутствуют дефекты в виде несплавления и межкристаллических трещин, а также содержание пор выше 5% от площади сечения образца. На данном режиме был наплавлен образец для механических испытаний (рисунок 3.11).



Рисунок 3.11 - Образец из АК9ч для механических испытаний

Результаты механических испытания приведены в таблице 3.5 и рисунке 3.12.

Таблица 3.5. Результаты механических испытаний

Образец	Направление	d_0 , мм	S_0 , мм ²	L_0 , мм	$E_{\text{мод}}$, ГПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	F_{max} , МПа
Оранжевый	поперек	4,96	19,3 2	25,0 0	87,7	69,9	76,2
Зеленый	поперек	4,96	19,3 2	25,0 0	45,8	-	54,3
Красный	вдоль	4,96	19,3 2	25,0 0	60,6	150	220
Желтый	вдоль	4,97	19,4 0	25,0 0	82,3	142	216

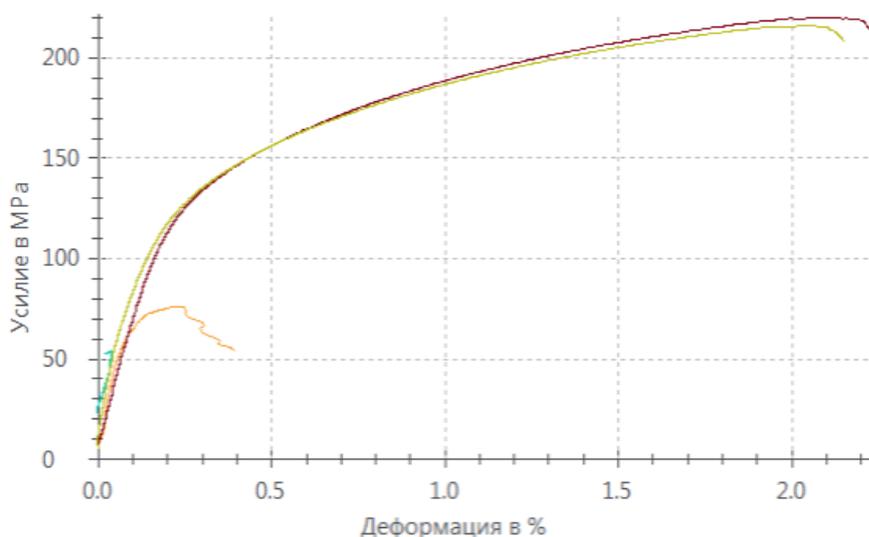


Рисунок 3.12 - Кривые растяжения образца

Из результатов видно, что если в продольном направлении величина прочности примерно аналогичная литейным материалам, то на разрыв образца поперек, показатели существенно меньше. Причинами таких значений прочности являются наличие большого количества пор, несплавлений, наличие межкристаллических трещин, а также увеличенные дендритные ячейки структур.

На образцах №1-3 содержание пор менее 1% от площади сечения образца, а несплавления и трещины отсутствуют. Размер дендритных ячеек меньше почти в 1,5 раза. Это говорит о том, что показатели механической прочности на разрыв, для образцов №1-3 должны быть выше, чем у образца №4. Образцы из алюминиевых сплавов АМг6, св1575, св1580 и св5356 переданы на механические испытания.

ГЛАВА 4. РАЗРАБОТКА РЕКОМЕНДАЦИЙ ПО ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

В качестве рекомендаций по наплавке алюминиевых сплавов с помощью лазерного излучения, стоит выделить следующие моменты:

1) Проводить процесс наплавки в среде защитного газа, для уменьшения вероятности возникновения дефектов.

2) Расход газа на защиту сопла и лазерной головы устанавливать не более 10 л/мин. Большой расход газа способствует:

- замешиванию его в наплавочном слое при кристаллизации структуры;
- приводит к нестабильному процессу, за счет раздувания легких порошинок алюминия.

3) Для надежности эксперимента, рекомендуется провести расчет на формирование наплавочных структур, с целью корректировки технологического режима, и сопоставить его с расчетом термического цикла, для определения предполагаемой структуры.

4) Для порошковой лазерной наплавки сплавов АМг6, св1575, св1580 св5356 и АК9ч не рекомендуется смещать по высоте слоя больше чем на 0,6 мм, при скорости не более 20 мм/с при диаметре пятна 1,8 мм, для предотвращения несплавлений и межкристаллических трещин.

5) Оптимальным размером зерна для дендритных структур алюминиевого сплава при наплавке порошка АК9ч является размер в области 1,5 -2 мкм в верхней части валика и 2,5-3,5 мкм для нижней части валика с разнонаправленной формой дендритов, близкой к равноосной ячейке. При таких параметрах высока вероятность получения наиболее высоких показателей прочности.

ВЫВОДЫ

- Проведено исследование по влиянию термических циклов на формирование структуры в процессе наплавки алюминиевой проволоки. Установлено, что при постоянной высокой мощности происходит накопление тепла и последующее оплывание стенки с потерей формирования. Постепенное уменьшение мощности лазерного излучения в процессе наплавки, обеспечит понижение термических циклов и уменьшит вероятность возникновения накопления тепла внутри образца.

- Исследовано изменение содержания легирующих элементов при наплавке алюминиевых образцов из проволоки. В результате были получены оптимальные значения для формирования стенки из проволоки АМг6, с выгоранием легирующего элемента магния в районе 15% и установлены технологические особенности, при которых нарушается стабильное формирование наплавочных слоев.

- Проанализировано влияние параметров лазерного излучения на формирование наплавочных слоев при лазерной наплавке алюминиевого порошка. Установлены оптимальные параметры технологического режима, а также в ходе моделирования процесса, было выяснено, что при малых значениях мощности, расчет показывал несплавления между валиками, а при высоких наблюдалось оплывание стенки.

- Получены результаты по влиянию мощности лазерного излучения на формирование структуры в процессе наплавки алюминиевых порошков. Изучены структуры для алюминиевых сплавов АМг6, АК9ч, св1575, св1580, св5356. Установлены зависимости размеров дендритных ячеек и их формы от мощности лазерного излучения.

- Проведен анализ влияния структур, полученных в процессе лазерной наплавки алюминиевых порошков на механические свойства. Выяснено, что уменьшение ячеек дендритной структуры положительно влияет на механические свойства. Обнаруженные дефекты на одном из образцов,

существенно понизили его механические свойства по сравнению со свойствами литейных заготовок.

- Разработаны технологические рекомендации по ведению лазерной наплавки из порошка для высокопрочных алюминиевых сплавов. Установлены ключевые моменты для уменьшения вероятности возникновения дефектов, с целью повышения прочностных показателей изделий, полученных с помощью лазерной наплавки алюминиевых сплавов.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1 Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests; By D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, and H. Li, 09 May 2015;

2 Microstructural Evolution in Ti-6Al-4V Multi-Layer Builds Produced By Three Additive Manufacturing Processes; By S. Lathabai, M. Glenn, and D. R. Ritchie of CSIRO (June 17, 2014 AeroMat Conference presentation);

3 Microstructural characterization and mechanical behavior analysis of 7075-T6 aluminum subjected to simulated lightning strikes; Luis Henrique SANTOS, Wesley Patrick Teodoro SOUSA Sara Silva Ferreira DE DAFFÉ, Pedro Américo Magalhaes JUNIOR (6 September 2020 Chinese Journal of Aeronautics);

4 Trends in aviation: rebound effect and the struggle composites x aluminum; Tessaleno Devezas; Technological Forecasting & Social Change 160 (2020) 120241;

5 Dynamic perforation of lightweight armor: Temperature-dependent plasticity and fracture of aluminum 7020-T6; Christian C. Rotha, Teresa Frasb, Dirk Mohr; Mechanics of Materials 149 (2020) 103537;

6 Application of Hybrid Aluminum Matrix Composite in Automotive Industry; Pranav Dev Srivivas, M.S. Charoo; Materials Today: Proceedings 18 (2019) 3189–3200;

7 T. DebRoy, H.L. Wei, T. Mukherjee, J.W. Elmer, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. Ded, W. Zhang. Additive manufacturing of metallic; Progress in Materials Science 92 (2018) 112–224;

8 John C. Lippold. Welding Metallurgy and Weldability. Wiley 2015;

9 Sindo Kou. WELDING METALLURGY SECOND EDITION;

10 Carter LN, Martin C, Withers PJ, Attallah MM. The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behaviour in SLM powder-bed fabricated nickel superalloy. J Alloy Comp 2014; 615:338–47;

11 Steen WM. Laser materials processing. London: Springer; 2003;

12 Basu B, Date AW. Rapid solidification following laser melting of pure metals—I. Study of flow field and role of convection. *Inter J Heat Mass Transf* 1992; 35(5):1049–58;

13 Basu B, Date AW. Rapid solidification following laser melting of pure metals—II. Study of pool and solidification characteristics. *Inter J Heat Mass Transf* 1992; 35(5):1059–67;

14 Loretto MH, Godfrey AB, Hu D, Blenkinsop PA, Jones IP, Cheng TT. The influence of composition and processing on the structure and properties of TiAl-based alloys. *Intermetall* 1998; 6(7–8):663–6;

15 Srivastava D, Hu D, Chang ITH, Loretto MH. The influence of thermal processing route on the microstructure of some TiAl-based alloys. *Intermetall* 1999; 7(10):1107–12;

16 T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. Ded, W. Zhang. Additive manufacturing of metallic components//Process, structure and properties. *Progress in Materials Science* 92 (2018) 112–224;

17 Amine T, Newkirk JW, Liou F. Investigation of effect of process parameters on multilayer builds by direct metal deposition//*Appl Therm Eng* 73 (1) (2014) 500–11;

18 Hu YP, Chen CW, Mukherjee K. Measurement of temperature distributions during laser cladding process//*J Laser Appl* 12(3) (2000) 126–30;

19 Baicheng Zhang, Lucas Dembinski, Christian Coddet. «The study of the laser parameters and environment variables effect on mechanical properties of high compact parts elaborated by selective laser melting 316L powder». *Materials Science and Engineering A584*, 2013, P.21–31;

20 Shishkovsky IV, Scherbakov VI, Morozov YG, Kuznetsov MV, Parkin IP. Surface laser sintering of exothermic powder compositions//*J Therm Anal Calorim* 91(2) (2008) 427–36;

21 T.G. Spears, S.A. Gold, In-process sensing in selective laser melting (SLM) additive manufacturing, *Integr. Mater. Manuf. Innov.* 5 (2016) 2;

- 22 Wei HL, Elmer JW, DebRoy T. Three-dimensional modeling of grain structure evolution during welding of an aluminum alloy//Acta Mater 126 (2017) 413–25;
- 23 Kurz W, Giovanola B, Trivedi R. Theory of microstructural development during rapid solidification//Acta Metall 34(5) (1986) 823–30;
- 24 Yadollahi A, Shamsaei N, Thompson SM, Seely DW. Effects of process time interval and heat treatment on the mechanical and microstructural properties of direct laser deposited 316L stainless steel//Mater Sci Eng A 644 (2015) 171–83;
- 25 Wei HL, Mazumder J, DebRoy T. Evolution of solidification texture during additive manufacturing//Sci Rep 5 (2015) Article No. 16446;
- 26 Origin of grain orientation during solidification of an aluminum alloy H.L. Wei, J.W. Elmer, T. DebRoy Acta Materialia Acta Materialia 115 (2016) 123-131;
- 27 Parimi LL, A RG, Clark D, Attallah MM. Microstructural and texture development in direct laser fabricated IN718. Mater Charact 2014;89:102–11;
- 28 Bhattacharya S, Dinda GP, Dasgupta AK, Mazumder J. A comparative study of microstructure and mechanical behavior of CO₂ and diode laser deposited Cu-38Ni alloy. J Mater Sci 2014;49(6):2415–29;
- 29 Yadollahi A, Shamsaei N, Thompson SM, Seely DW. Effects of process time interval and heat treatment on the mechanical and microstructural properties of direct laser deposited 316L stainless steel. Mater Sci Eng A 2015;644:171–83;
- 30 Dinda GP, Dasgupta AK, Bhattacharya S, Natu H, Dutta B, Mazumder J. Microstructural characterization of laser-deposited Al 4047 alloy. Metall Mater Trans A 2012;44(5):2233–42;
- 31 Thijs L, Kempen K, Kruth JP, Van Humbeeck J. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. Acta Mater 2013;61(5):1809–19;
- 32 Dinda GP, Dasgupta AK, Mazumder J. Texture control during laser deposition of nickel-based superalloy. Scripta Mater 2012;67(5):503–6;

33 Main defects observed in aluminum alloy parts produced by SLM: From causes to consequences Cassiopée Galy, Emilie Le Guen, Eric Lacoste, Corinne Arvieu Additive Manufacturing 22 (2018) 165–175;

34 C. Weingarten, D. Buchbinder, N. Pirch, W. Meiners, K. Wissenbach, R. Poprawe, Formation and reduction of hydrogen porosity during laser melting of AlSi10Mg, J. Mater. Process. Technol. 221 (2015) 112–120;

35 X.P. Li, K.M. O'Donnell, T.B. Sercombe, Selective laser melting of Al-12Si alloy: enhanced densification via powder drying, Addit. Manuf. 10 (2016) 10–14;

36 И.Н. Шиганов, С.В. Шахов, А.А. Холопов. Лазерная сварка алюминиевых сплавов авиационного назначения. Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. “Машиностроение”. 2012, С. 34-50;

37 А.В. Поздняков, В.С. Золоторевский, М.Г. Хомутов. Горячеломкость литейных алюминиевых сплавов. Монография. Москва, МИСиС, 2014, 88с.;

38 Wire arc additive manufacturing (WAAM): A new process to shape engineering materials; Sudhanshu Ranjan Singh, Pradeep Khanna; Materials Today: Proceedings;

39 An Initial Investigation of Tungsten Inert Gas (TIG) Torch as Heat Source for Additive Manufacturing (AM) Process, Alcindo F. Moreira, Kandice S. B. Ribeiro, Fábio E. Mariani, Reginaldo T. Coelho; Procedia Manufacturing 48 (2020) 671–677;

40 Weld bead modeling and process optimization in Hybrid Layered Manufacturing; S. Suryakumar, K.P. Karunakaran, Alain Bernard, U. Chandrasekhar, N. Raghavender, Deepak Sharma;

41 Thermal management in WAAM through the CMT Advanced process and an active cooling technique; Fernando Matos Scotti, Felipe Ribeiro Teixeira, Leandro João da Silva; Journal of Manufacturing Processes 57 (2020) 23–35;

42 Review of Wire Arc Additive Manufacturing for 3D Metal Printing; Johnnie Liew Zhong Li, Mohd Rizal Alkahari, Nor Ana Binti Rosli; Int. J. of Automation Technology Vol.13 No.3, 2019;

43 Numerical analysis of heat transfer and fluid flow in multilayer deposition of PAW-based wire and arc additive manufacturing; Xingwang Bai, Paul Colegrove, Jialuo Ding; International Journal of Heat and Mass Transfer 124 (2018) 504–516;

44 Electron beam freeform fabrication: a rapid metal deposition process; Karen Taminger, Rob Hafley; Proceedings of the 3rd Annual Automotive Composites Conference, sep 9-10 2003, society of plastics engineers (2003);

45 Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms; D D Gu, W Meiners, K Wissenbach & R Poprawe; International Materials Reviews;

46 Алюминиевые сплавы; Г.Ф. Шеметев; Учебное пособие по курсу «Производство отливок из сплавов цветных металлов»;

47 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;

48 S. Kenzari, D. Bonina, J.-M. ubois, V. Fournée. Additive manufacturing of lightweight, fully Al-based components using quasicrystals. Journal of Materials Processing Technology. 3108 (2014) 3108–3111;

49 Ivanov S., Valdaytseva E., Stankevich S., Numerical analysis of surface formation of titanium parts during direct laser deposition; Lecture Notes in Mechanical Engineering [this link is disabled](#), 2019, 0(9783319956299), p. 2467-2474.