Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева»

На правах рукописи

Су Чуанчу

Исследование микроструктуры и механических свойств сплавов Al-5Mg и Al-5Si, полученных проволочно-дуговым аддитивным производством при различных технологических параметрах

Специальность 1.3.8. Физика конденсированного состояния

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель
доктор технических наук, профессор
Коновалов Сергей Валерьевич

Самара – 2024

СОДЕРЖАНИЕ

СОДЕРЖАНИЕ 2

ВВЕДЕНИЕ 7

ГЛАВА 1. ИССЛЕДОВАНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ТЕХНОЛОГИЙ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА 14

1.1 Технологии аддитивного производства 15

1.1.1 Классификация технологий аддитивного производства 15

1.1.2 Преимущества проволочно-дугового аддитивного производства 16

1.1.3 Классификация технологий проволочно-дугового аддитивного производства 19

1.2 Исследование процесса наплавки алюминиевых сплавов с использованием проволочно-дуговой аддитивной технологии 24

1.2.1 Проволочно-дуговое аддитивное производство алюминиевых сплавов 24

1.2.2 Анализ процессов наплавки алюминиевых сплавов с использованием проволочно-дуговой аддитивной технологии 26

1.3 Постановка цели и задач исследования 32

ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ, МЕТОДЫ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЙ 34

2.1 Оборудование для изготовления алюминиевых сплавов 34

2.2 Подготовка образцов и испытательное оборудование 36

2.2.1 Обработка и подготовка образцов 37

2.2.2 Испытательное оборудование 38

2.3 Экспериментальные материалы и задание общих параметров 41

2.4 Выбор параметров режима WAAM-CMT 42
2.4.1 Скорость подачи проволоки 43
2.4.2 Скорость сварки 44
2.4.3 Наблюдение за переносом капель, настройка параметров при различных режимах дуги 45
2.4.4 Параметры тепловложения 47
2.4.5 Параметры стратегии наплавки 48
2.4.6 Параметры высоты наплавляемого слоя 49
2.5 Подготовка и испытание образцов, изготовленных методом WAAM-CMT . 50
ГЛАВА 3. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ДУГИ, СКОРОСТИ ПОДАЧИ ПРОВОЛОКИ И СКОРОСТИ СВАРКИ НА МАКРОСТРУКТУРУ, МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al-5Mg, ИЗГОТОВЛЕННОГО МЕТОДАМИ WAAM-CMT 55
3.1 Влияние режима дуги на макроструктуру, микроструктуру и механические свойства тонкостенных образцов из сплава Al-5Mg, изготовленного методом WAAM-CMT 55
3.1.1 Влияние режима дуги на макроструктуру тонкостенных образцов из сплава Al-5Mg 55
3.1.2 Влияние режима дуги на микроструктуру тонкостенных образцов из сплава Al-5Mg 57
3.1.3 Влияние режима дуги на размер зерен тонкостенных образцов из сплава Al-5Mg в области границы между слоями и внутри слоя 59
3.1.4 Влияние режима дуги на микротвердость тонкостенных образцов из сплава Al-5Mg 60
3.1.5 Влияние режима дуги на механические свойства тонкостенных образцов

из сплава Al-5Mg при растяжении 62
3.2 Влияние скорости подачи проволоки и скорости сварки на макроструктуру, микроструктуру и механические свойства толстостенных образцов из сплава Al-5Mg, изготовленных методом WAAM-CMT 64
3.2.1 Влияние скорости подачи проволоки и скорости сварки на макроструктуру толстостенных образцов из сплава Al-5Mg 64
3.2.2 Влияние скорости подачи проволоки и скорости сварки на микроструктуру толстостенных образцов из сплава Al-5Mg 66
3.2.3 Влияние скорости подачи проволоки и скорости сварки на размер зерен толстостенных образцов из сплава Al-5Mg в области границы между слоями / области внутреннего слоя 68
3.2.4 Влияние скорости подачи проволоки и скорости сварки на микротвердость толстостенных образцов из сплава Al-5Mg 70
3.2.5 Влияние скорости подачи проволоки и скорости сварки на механические свойства толстостенных образцов из сплава Al-5Mg при растяжении 72
3.3 Выводы по главе 3 75
ГЛАВА 4. ВЛИЯНИЕ СТРАТЕГИЙ НАПЛАВКИ И ВЫСОТЫ НАПЛАВКИ НА МАКРОСТРУКТУРУ, МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al-5Si, ИЗГОТОВЛЕННОГО МЕТОДОМ WAAM-CMT 77
4.1 Влияние стратегий наплавки на макроструктуру, микроструктуру и механические свойства толстостенных образцов из сплава Al-5Si, изготовленных методом WAAM-CMT 78
4.1.1 Влияние стратегий наплавки на макроструктуру толстостенных образцов из сплава Al-5Si 78

4.1.2 Размеры наплавленных слоев, полученных с использованием трех стратегий наплавки 79
4.1.3 Влияние стратегий наплавки на микроструктуру толстостенных образцов из сплава Al-5Si 80
4.1.4 Влияние стратегий наплавки на размер зерен толстостенных образцов из сплава Al-5Si 84
4.1.5 Влияние стратегий наплавки на микротвердость толстостенных образцов из сплава Al-5Si 88
4.1.6 Влияние стратегий наплавки на механические свойства толстостенных образцов из сплава Al-5Si при растяжении 90
4.2 Зависимость макроструктуры, микроструктуры и механических свойств толстостенных образцов из сплава Al-5Si, изготовленного методом WAAM-CMT, от расстояния от подложки 95
4.2.1 Изменение макроструктуры толстостенных образцов из сплава Al-5Si в зависимости от расстояния от подложки 95
4.2.2 Изменение микроструктуры толстостенных образцов из сплава Al-5Si в зависимости от расстояния от подложки 96
4.2.3 Изменение микротвердости толстостенных образцов из сплава Al-5Si в зависимости от расстояния от подложки 99
4.2.4 Зависимость механических свойств толстостенных образцов из сплава Al-5Si, вырезанных на различных расстояниях от подложки 101
4.3 Выводы по главе 4 103
ГЛАВА 5. АПРОБАЦИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ 105
ЗАКЛЮЧЕНИЕ 107

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ 110

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ 111

ПРИЛОЖЕНИЕ А. ПАТЕНТНОЕ СВИДЕТЕЛЬСТВО 132

ПРИЛОЖЕНИЕ Б. ПАТЕНТНОЕ СВИДЕТЕЛЬСТВО 135

ПРИЛОЖЕНИЕ В. ПАТЕНТНОЕ СВИДЕТЕЛЬСТВО 138

ПРИЛОЖЕНИЕ Г. ПАТЕНТНОЕ СВИДЕТЕЛЬСТВО 141

ПРИЛОЖЕНИЕ Д. АКТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ 144

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования. Сплав Al-5Mg (5356) относится к алюминиевым сплавам серии 5ххх. По сравнению со сплавами этой серии сплав Al-5Mg имеет более высокую пластичность, меньшее содержание легирующих элементов и однофазную структуру. Сплавы серии 5ххх обладают хорошей стойкостью к механической и термической коррозии, сопротивлением радиационному распуханию, что делает его пригодным для конструкций и деталей корпусов ядерных реакторов. Сплав Al-5Si (4043) благодаря своей хорошей формуемости, высокой удельной прочности и отличной коррозионной стойкости широко используется в авиакосмической промышленности и автомобилестроении. С внедрением аддитивных технологий в производство эти два типа сплавов применяются в качестве объектов для исследований в области послойного аддитивного выращивания. Среди всех технологий получения алюминиевых сплавов, важную роль играет технология проволочно-дугового аддитивного производства (WAAM) на основе холодного переноса металла (CMT) (WAAM-CMT). Технология WAAM-CMT – это аддитивная технология, которая позволяет изготавливать металлические детали сложной формы путем послойного нанесения материалов, используя дугу в качестве источника нагрева и металлическую проволоку в качестве присадочного материала. Данная технология имеет преимущества в виде высокой скорости наплавки, высокого коэффициента использования материала, относительно низкой стоимости производства и стоимости оборудования, высокой гибкости оборудования и масштабируемости. В связи с этим, актуальным является изучение особенностей процесса проволочно-дугового аддитивного производства на основе холодного переноса металла и получение стабильных параметров с целью ускорения промышленного внедрения данной технологии для производства аддитивных изделий из алюминиевых сплавов.

Степень научной разработанности проблемы. Технология аддитивного производства широко используется для изготовления металлических изделий с момента ее разработки в 1980-х годах. В частности, изделия из алюминиевых сплавов производятся с помощью лазерной и электронно-лучевой технологии аддитивного производства, при этом накоплен большой объем данных, доступный для изучения влияния параметров процесса на микроструктуру и свойства алюминиевых сплавов. Вместе с этим влияние параметров процесса WAAM-CMT на качество формообразования изделий из алюминиевых сплавов Al-5Mg и Al-5Si, изготовленных по этой технологии, исследовано недостаточно.

Цель и задачи. Целью данной работы является определение влияния параметров процесса (режим дуги, скорость подачи проволоки, скорость сварки, стратегия наплавки и высота наплавки) на структуру и механические свойства сплавов Al-5Mg и Al-5Si, полученных методом проволочно-дугового аддитивного производства на основе холодного переноса металла.

Для реализации поставленной цели в работе решались следующие задачи:

1) Определить влияние различных режимов дуги (CMT-ADV, CMT, CMT-P) на микроструктуру и механические свойства сплавов Al-5Mg, полученных методом WAAM-CMT.

2) Установить влияние величины тепловложения, зависящего от скорости подачи проволоки и скорости сварки, на микроструктуру и механические свойства изготовленных сплавов Al-5Mg.

3) Определить особенности влияния различных стратегий наплавки и высоты наплавки на изменение микроструктуры и механических свойств сплавов Al-5Si, полученных методом WAAM-CMT, и провести углубленные исследования механизма разрушения сплавов Al-5Si.

Научная новизна.

1) Впервые установлено влияние различных режимов дуги (CMT-P → CMT → CMT-ADV) на изменение микроструктуры и механических свойств сплавов Al-5Mg, полученных методом WAAM-CMT. Обнаружено, что данная

последовательность изменения режимов дуги соотвествует уменьшению величины тепловложения, что приводит к измельчению зерна и повышению прочности и твердости сплава.

2) Впервые определено влияние скорости подачи проволоки и скорости сварки в процессе WAAM-CMT на величину тепловложения сплава как одного из ключевых факторов, вызывающих различия в структуре и механических свойствах сплава Al-5Mg.

3) Впервые показано, что в сплавах Al-5Si, полученных методом WAAM-CMT, варьирование стратегии наплавки и высоты наплавки изменяет скорость охлаждения сплавов в процессе производства. По результатам анализа определены значения скоростей охлаждения сплавов при различных стратегиях и высотах наплавки, а также установлено влияние различий в скоростях охлаждения на микроструктуру и механические свойства сплавов.

4) Установлено, что сплав Al-5Si, изготовленный методом WAAM-CMT, разрушается по смешанному механизму, включающему транскристаллитное и интеркристаллитное виды разрушения.

Теоретическая и практическая значимость работы.

- В работе получены экспериментальные данные по влиянию технологических параметров дугового аддитивного производства (режим дуги, скорость подачи проволоки, скорость сварки, стратегия наплавки и высота наплавки) на структуру, фазовый состав и механические свойства сплавов Al-5Mg и Al-5Si. Полученный результат способствует улучшению и обогащению технологической базы данных по дуговому аддитивному производству сплавов Al-Mg и Al-Si и внедрению данной технологи в промышленное изготовление деталей из алюминиевых сплавов.

- На основе работы был получен патент на изобретение «Синергетический метод и устройство для лазерно-дугового композитного аддитивного производства с использованием металлической проволоки и порошка металла» (патент № ZL202110633084.2), который успешно применяется для производства

алюминиевых и титановых сплавов, нержавеющих сталей, сплавов на основе никеля и других изделий. Изобретение характеризуется возможностью реализации нескольких режимов аддитивного производства, таких как дуговое аддитивное производство, лазерное аддитивное производство, лазерно-дуговой композитный аддитивный метод и др., путем регулирования горения дуги, состояния лазерного источника тепла, а также управления подачей проволоки и металлического порошка, гибкой настройкой химического состава производимых сплавов. Внедрение данного устройства открывает новые возможности для композитного аддитивного производства лопаток турбин со сложной структурой, металлических топливных элементов, автомобильных кронштейнов и других деталей.

- Результатты работы внедрены в производственный цикл китайской компании «Wenzhou Jinghe Intelligent Manufacturing Science& Technology Co., Ltd.», что позволяет увеличивать выгоду от производства алюминиевых фланцев на 2 млн. рублей в год.

Методология и методы исследования. В диссертационной работе сплавы Al-5Mg и Al-5Si получены методом WAAM-CMT. Экспериментальные исследования проводились с использованием аналитического и испытательного оборудования кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения Самарского национального исследовательского университета имени академика С.П. Королева и Института лазерного и оптоэлектронного интеллектуального производства Университета Вэньчжоу (КНР). Анализ микротвердости проводился на микротвердомере HVS-1000Z. Макроскопическая структура образцов изучена и проанализирована с помощью 3D лазерного конфокального микроскопа OLS40-CB. Оптический микроскоп (LEICADM-2500M), сканирующий электронный микроскоп Phenom XL и оборудование для дифракции обратного рассеяния электронов (EBSD / Oxford-Nordli-Max 3) использовались для наблюдения и анализа микроструктуры образцов, а также поверхности разрушения образцов при растяжении. Сканирующий электронный микроскоп TESCAN VEGA применялся для анализа состава и микроструктуры образцов. Анализ и идентификацию фаз в

сплавах и определение фазового состава проводили на рентгеновском дифрактометре Bruker D8 ADVANCE.

Положения, выносимые на защиту:

1. Технологические режимы, приводящие к существенному снижению тепловложения в наплавляемые слои сплава Al-5Mg: режим CMT-ADV способствует уменьшению тепловложения на 47,3 %, при уменьшении скорости подачи проволоки до 7,0 м/мин – на 12,3 %, а при увеличении скорости сварки до 0,9 м/мин – на 21,9 %, соответственно. Уменьшение тепловложения сплава Al-5Mg при изменении режимов наплавки способствует преобразованию крупных столбчатых зерен в измельченные равноосные зерна, и к увеличению микротвердости, предела прочности и предела текучести.

2. Траектория наплавки и высота наплавляемого металла при изготовлении сплава Al-5Si методом проволочно-дугового аддитивного производства на основе холодного переноса металла влияет на величину скорости охлаждения и на качество поверхности. Стратегия «Линия 45º» приводит к получению образцов с наилучшим качеством поверхности.

3. Вне зависимости от режима наплавки аддитивный сплав Al-5Mg разрушается по вязкому механизму, а сплав Al-5Si – по смешанному типу – в области внутри слоя преобладает транскристаллитный механизм, в области на границе между слоями - интеркристаллитный механизм.

4. Все исследуемые режимы получения сплава Al-5Si приводят к рекристаллизации в процессе наплавки и формированию мелкозернистой равноосной структуры в областях на границе между слоями и, в основном столбчатых дендритных зерен в областях внутри слоев, направленных вдоль направления выращивания. С увеличением расстояния от подложки дендритная структура α-Al фазы постепенно превращается в сотоподобные зерна как внутри слоев, так и между ними.

Степень достоверности и апробация результатов. Достоверность результатов работы определяется корректностью поставленных задач,

использованием апробированных методов, аппаратуры контроля материалов и методик исследования, применяемых в современном физическом материаловедении, большим объемом экспериментальных данных и результатов, полученных совместно с другими исследователями.

Результаты работы докладывались и обсуждались на следующих конференциях и семинарах: LXXI Молодежная научная конференция, посвященная 60-летию полета в космос Ю.А. Гагарина, Самара, 2021; XXII Международная научно-практическая конференция «Проблемы прочности и пластичности материалов в условиях внешних энергетических воздействий - 2021», Новокузнецк, 2021; XXIII Международная научно-практическая конференция «Металлургия: технологии, инновации, качество», Новокузнецк, 2022; LXVII международная научно-практическая конференция «Технические науки: проблемы и решения», Москва, 2022; XLIX международная научно-практическая конференция «Advances in Science and Technology», Москва, 2022; III Международная научно-практическая конференция «Молодые исследователи за устойчивое развитие», Петрозаводск, 2022; Всероссийская научно-практическая конференция «Всероссийские научные чтения», Петрозаводск, 2022; XI Международной научно-технической конференции «Современные материалы техника и технология», Курск, 2022; XII Международный онлайн симпозиума «Материалы во внешних полях (МВП-23)», Новокузнецк, 2023.

Публикации. Соискатель имеет 22 опубликованные работы по теме диссертации общим объёмом 10,44 печатных листов, из которых 2 работы, опубликованы в рецензируемых научных изданиях, определенных ВАК РФ, в том числе 7, проиндексированных в международных базах цитирования Scopus, 9 в сборниках трудов международных научно-технических конференций. Получено 4 патента на изобретения. Список основных работ приведен в конце автореферата.

Личный вклад автора заключается в анализе литературных данных**,** планировании и проведении экспериментов, проведении испытаний механических свойств, подборе параметров процесса изготовления алюминиевых сплавоы с

использованием метода WAAM-CMT, обработке и анализе экспериментальных данных, написании статей и тезисов, разработке основных выводов и положений, выносимых на защиту.

Соответствие диссертации специальности. Тема и содержание диссертационной работы соответствует научной специальности 1.3.8 Физика конденсированного состояния в части пунктов: 1. Экспериментальное изучение физической природы и свойств металлов и их сплавов, неорганических и органических соединений, диэлектриков и, в том числе, материалов световодов как в твердом (кристаллы, поликристаллы), так и в аморфном состоянии в зависимости от их химического, изотопного состава, температуры и давления; 4. Разработка экспериментальных методов изучения физических свойств и создание физических основ промышленной технологии получения материалов с определенными свойствами; 6. Установление закономерностей влияния технологии получения и обработки материалов на их структуру, механические, химические и физические свойства, а также технологические свойства изделий, предназначенных для использования в различных областях промышленности и медицины.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, 5 глав, заключения и 5 приложений. Полный объем диссертации составляет 144 страниц, включая 57 рисунков и 16 таблицы. Список литературы содержит 145 наименований.

Автор выражает благодарность научному руководителю д.т.н. профессору Коновалову С.В., PhD, профессору Чень С., сотрудникам кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения Самарского национального исследовательского университета имени академика С.П. Королева: д.т.н., доценту Носовой Е.А., к.т.н., доценту Воронину С.В., к.т.н., доценту Мельникову А.А. и соавторам публикаций по теме диссертации.

ГЛАВА 1. ИССЛЕДОВАНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ТЕХНОЛОГИЙ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Алюминий занимает третье место по содержанию в земной коре и существует в виде соединений с кислородом. Этот химический элемент обладает такими преимуществами, как малая плотность (плотность чистого алюминия 2,7 г/м^3, что составляет одну треть плотности стали), хорошая эластичность [1-2], высокая удельная прочность [3-4] и хорошая коррозионная стойкость [5-8]. По сравнению с другими металлами, сплавы на основе алюминия имеют высокое отношение прочности к массе, поэтому широко используются при производстве деталей, требующих сверхпластичности, в авиационной, космической и судостроительной промышленности [9-10]. В то же время алюминиевые сплавы обычно легируются такими элементами, как медь, марганец, кремний, магний и цинк, для придания им специфических свойств, таких как высокая прочность, высокая пластичность, хорошая свариваемость и формуемость. Алюминиевые сплавы в зависимости от содержания в них данных элементов можно разделить на коммерческий чистый алюминий; алюминиево-медные сплавы с высокой прочностью, но плохой коррозионной стойкостью; алюминиево-марганцевые сплавы со средним уровнем прочности и хорошей формуемостью; алюминиево-кремниевые сплавы со средним уровнем прочности и хорошей текучестью; алюминиево-магниевые сплавы с хорошей коррозионной стойкостью; алюминиево-магниево-кремниевые сплавы для изготовления прессованных профилей и алюминиево-цинковые сплавы, используемые при изготовлении военных самолетов [11-13]. Многие традиционные технологии, такие как экструзия [14], прокатка [15], ковка [16-17], литье с перемешиванием [18-19], обработка трением с перемешиванием [20], могут быть использованы для изготовления продуктов из алюминиевых сплавов. С ростом сферы использования легких конструкций из алюминия аддитивное производство алюминиевых сплавов стало

популярным направлением. Технология аддитивного производства [21], переживающая сегодня период быстрого развития, в частности аддитивное электродуговое выращивание [22], стала одной из наиболее важных технологий эффективного производства изделий из алюминиевых сплавов.

1.1 Технологии аддитивного производства

1.1.1 Классификация технологий аддитивного производства

Технология аддитивного производства (АП), появившись в 1980 - х годах, прошла 30-летний путь развития и известна под следующими названиями: «технология наращивания материала» [23], «быстрое прототипирование» [24], «послойное производство» [25], «изготовление твердого тела свободной формовкой» [26] и «технология 3-х мерной печати» [27] и т.д. АП – это технология быстрого изготовления деталей на основе данных 3D-модели с использованием жидкостей, порошков и проволоки в качестве сырья по принципу дискретного послойного осаждения. [28]. В этой технологии в качестве сырья используется, как правило, металлический порошок или металлическая проволока. Исходя из способа подачи сырья, можно выделить коаксиальную систему подачу порошка, предварительное нанесение порошкового материала и прямую подачу поволоки в процессе аддитивного производства [29]. Что касается источников нагрева, их можно разделить на лазерные, электронные и плазменные лучи. Согласно стандартам Американского общества по испытанию материалов (ASTM) технологии аддитивного производства подразделяются на семь категорий процессов: расплавление материала в заранее сформированном слое (PBF) [30], разбрызгивание связующего (BJ) [31], соединение листовых материалов (SL) [32], прямой подвод энергии в место наплавления (DED) [33], фотополимеризация в ванне, разбрызгивание материала, выдавливание материала. В настоящее время наиболее распространенные методы аддитивного производства металлов включают расплавление материала в PBF и DED. Под PBF понимается технология

плавки материала, в которой используется источник нагрева (например, лазер, плазма, электронный луч и т.д.) для плавления и спекания металлического порошка в предварительно сформированном порошковом слое в соответствии с траекторией движения инструмента, заданной в файле САПР. Категорию PBF можно дополнительно разделить на прямое лазерное спекание металлов (DMLS) [34], селективное лазерное спекание (SLS) [35], селективное лазерное плавление (SLM) [36] и электронно-лучевое плавление (EBM) [37]. DED представляет собой непрерывное формирование расплавленного слоя на подложке путем коаксиальной подачи металлического порошка или проволоки в высокоэнергетический луч (лазер или дугу). Проволочно-дуговое аддитивное производство (WAAM) [38], проволочное лазерное аддитивное производство (WLAM) [39] и электронно-лучевое производство изделий произвольной формы (EBF) [40] являются тремя основными методами DED. Основное различие между технологиями WAAM и WLAM, заключается в том, что в первой используется электрическая дуга для расплавления материала, тогда как во второй – лазерный луч.

1.1.2 Преимущества проволочно-дугового аддитивного производства

WAAM – это технология, использующая электрическую дугу в качестве источника нагрева для расплавления металлической проволоки и изготовления готовых деталей слой за слоем по заданным 3D-модели и траектории. WAAM требует следующих шагов: создание САПР-модели, использование 3D-слайсеров для планирования траектории послойного наращивания и проектирования параметров процесса, использование роботизированной или портальной сварочной установки для многослойного наплавления и дополнительные операции по последующей обработке изделий [41-43].

По сравнению с процессами аддитивного производства из порошковых материалов [44], WAAM имеет следующие достоинства: высокая скорость наплавки, получение формы изделия близкой к заданной, сокращение периода освоения новой продукции и снижение металлических отходов, низкие затраты на

материалы и переналадку оборудования [45]. Таким образом, WAAM более пригодно для создания большего количества изделий, чем другие методы аддитивного производства [46]. Кроме того, технология WAAM позволяет применять различные металлические материалы, такие как сплавы на основе алюминия [47], сплавы на основе никеля [48], сплавы на основе титана [49], сталь [50], магниевые сплавы [51] и сплавы с памятью формы [52].

Преимущества технологии WAAM заключаются в следующем:

(1) Высокая эффективность мощности выделяемой энергии

Эффективность мощности выделяемой энергии при селективном лазерном плавление в заранее сформированном слое может достигать 2 % - 5 %. По сравнению с селективным лазерным плавлением эффективность мощности энергии при электронно-лучевом плавлении составляет 15 % - 20 %. При этом эффективность проволочно-дуговой аддитивной технологии может достигать 90 %.

(2) Высокая производительность наплавки

Типичные скорости наплавки для лазерного и электронно-лучевого методов составляют 150 - 200 г/ч и 600 - 800 г/ч, соответственно. Скорость наплавки электродуговым способом может достигать 2 - 4 кг/ч.

(3) Высокая плотность продукта

В процессе лазерного и электронно-лучевого аддитивного производства диапазон размеров пятна луча лазера и электронного луча составляет 0,04 - 3 мм и 1 - 10 мм, соответственно. Лазерное и электронно-лучевое плавление металлических порошков приводит к образованию небольших сварочных ванн (размер ванны ~ 0,1 мм) и плотность продукта обычно неприемлема. В свою очередь, время воздействия высокотемпературной дуги в рамках процесса WAAM дольше, сварочная ванна больше (размер ванны составляет ~ 1 мм), в результате чего получаемый продукт имеет более высокую плотность (обычно близкую к 100 %) и более стабильные эксплуатационные свойства.

(4) Практически неограниченный размер заготовки

С целью предотвращения загрязнения и обеспечения безопасности оборудование для лазерного и электронно-лучевого аддитивного производства нуждается в защите аргоном или вакуумом, поэтому его производственные возможности ограничены размерами установок. Обычно площадь обработки составляет не более 1,0 м x 0,3 м x 0,3 м. Процесс WAAM не требует строгой защиты атмосферы, поэтому ограничения по габаритам изделий отсутствуют.

(5) Гибкая производственная система

Оборудование для аддитивного производства с применением электронных пучков высокой мощности еще не выпущено на рынок, и пользователи не могут самостоятельно разрабатывать программное обеспечение и параметры процесса, что делает такое оборудование чрезвычайно дорогим. Технологию WAAM можно легко комбинировать с существующим промышленным оборудованием 6G для получения необходимого серийного производства, при этом не затрачивая много времени и финансовых ресурсов на разработку специальных установок. Стоимость данного производства и обслуживания не является высокой. В то же время, оно не конфликтует с программным обеспечением на различных уровнях: системой онлайн инспектирования, программным обеспечением для датчиков, системой мониторинга в реальном времени, неразрушающим онлайн контролем, механической обработкой и другими средствами, отвечающими за автоматизацию процессов обработки.

(6) Низкая стоимость сырья, стабильные эксплуатационные свойства изделий и высокая эффективность затрат на оборудование

В настоящее время в технологии WAAM в качестве сырья используется сварочная проволока стандартных марок с невысокой стоимостью. Стоимость сварочной проволоки того же состава составляет от одной трети до половины стоимости порошка, при этом характеристики проволоки более стабильны, что позволяет избежать дефектов и проблем с качеством, вызванных неравномерным размером частиц порошка. В то же время рыночная цена источника дугового нагрева составляет одну десятую стоимости лазерного генератора и одну

тридцатую стоимости электронно-лучевого генератора. Технология WAAM имеет большие экономические преимущества.

(7) Экономия сырья

В процессе WAAM металлическая сварочная проволока расплавляется в сварочной ванне, степень использования материала близка к 100 %. Коэффициент использования порошка в технологиях аддитивного производства на основе порошковых материалов ниже, чем в WAAM. Возможность вторичной переработки порошка низкая, что приводит к образованию отходов производства.

(8) Данный метод производства является экологически чистым, оператор не подвергается вредному воздействию порошковой среды.

(9) По сравнению с лазерным и электронно-лучевым аддитивным производством самым большим недостатком технологии WAAM является более высокая шероховатость поверхности заготовки, а также ограничение на изготовление деталей повышенной сложности.

1.1.3 Классификация технологий проволочно-дугового аддитивного производства

В проволочно-дуговом аддитивном производстве обычно выделяют три основных типа процессов в зависимости от источника нагрева: дуговая сварка металлическим электродом в среде защитного газа (GMAW) [53], дуговая сварка вольфрамовым электродом в среде защитного газа (GTAW) [54], плазменно-дуговая сварка (PAW) [55] и холодный перенос металла (CMT) [56]. Технология холодного переноса металла – это новая технология, в которой производители сварочных аппаратов (Fronius и Panasonic) добиваются переноса капель с коротком замыканием за счет механического отвода проволочного электрода и интеграции движения проволоки в процесс сварки в инертном газе (MIG). Данная технология решает проблемы нестабильного формования, высокого тепловложения, сварочных брызг и т.д., которые возникают в процессе аддитивного производства. Сравнивая плюсы и минусы каждой технологии WAAM, было обнаружено, что

GMAW, также известная как MIG, образует дугу между непрерывным металлическим электродом и изделием. Установка содержит автоматическую систему подачи расходуемой проволоки, как правило, перпендикулярно подложке. Технология обладает высокой эффективностью плавления и скоростью выращивания, подходит для сварки всех коммерчески важных металлов, таких как медь, алюминий и нержавеющая сталь. Скорость наплавления в 2 - 3 раза выше, чем у методов WAAM на основе GTAW или PAW. Однако WAAM на основе GMAW менее стабильна и производит больше сварочного дыма и брызг из-за постоянного тока, подаваемого на электрод. Когда сваривается GTAW, между неплавящимся вольфрамовым электродом и заготовкой создается открытая дуга для получения высококачественного сварного шва, также известного как дуговая сварка неплавящимся электродом в среде инертного защитного газа (TIG). В процессе GTAW не образуются шлак или брызги, требуется незначительная послесварочная очистка. Данный метод прост в использовании во всех положениях сварки и широко применяется в космической, авиационной, энергетической, нефтяной, химической и других отраслях промышленности. Метод PAW похож на метод GTAW. Отличие заключается в том, что в PAW дуга подается через сопло и, следовательно, более концентрирована, чем в GTAW. Как результат, улучшается стабильность дуги, повышается эффективность теплопередачи и увеличивается скорость сварки. Большинство тугоплавких промышленных металлов, такие как никель и никелевые сплавы, титан и титановые сплавы, нержавеющая сталь, можно сваривать с помощью PAW [57-60]. Описание каждого метода WAAM представлено ниже:

1) Процесс WAAM на основе GMAW

GMAW – это процесс, в котором дуга, образующаяся между проволокой и свариваемым изделием, используется для расплавления проволоки в защитном газе. В GMAW тепло генерируется дугой и подается между металлическим электродом (плюс источника питания) и подложкой (минус источника питания), металлическая проволока является расходуемой электродной проволокой, скорость процесса

наплавления составляет от 3 до 4 кг/ч. Двухпроволочная сварка WAAM на основе GMAW обеспечивает относительно более высокие скорости наплавки и более легкий контроль за составом интерметаллидов при их получении. В процессе используются плавящиеся проволочные электроды со средней скоростью наплавки от 6 до 8 кг/ч. По сравнению с методами аддитивных технологий на основе электронного луча, лазерного луча, GTAW и PAW, WAAM на основе GMAW характеризуется более высокой энергоэффективностью, экономичностью использования материалов, более низкой стоимостью производства и меньшими временными затратами.

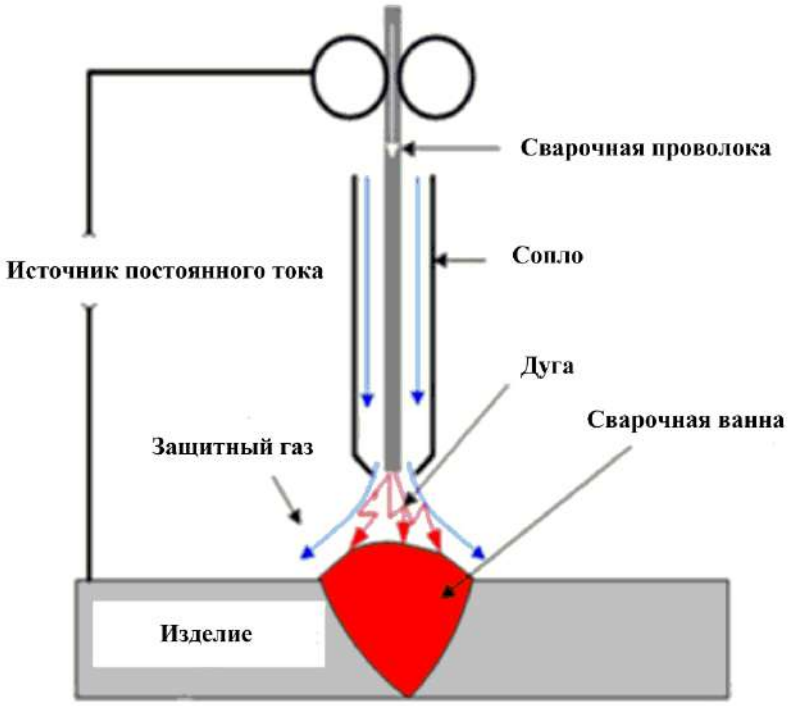


Рисунок 1.1 – Схема процесса GMAW [61]

2) Процесс WAAM на основе GTAW

GTAW использует дугу, создаваемую между неплавящимся вольфрамовым электродом и сварным швом для расплавления основного металла и присадочной проволоки. В GTAW дуга создается между неплавящимся электродом из вольфрамового сплава (отрицательная клемма) и подложкой (положительная клемма). При использовании отдельного механизма подачи присадочной

проволоки в сварочную ванну, создаваемую дугой, образуются капли, которые осаждаются на подложке [61]. Тепло, выделяемое анодом, используется только для создания сварочной ванны на поверхности подложки, что приводит к энергетической неэффективности процессов, основанных на GTAW. Размер электрода зависит от сварочного тока, электроды большого размера позволяют вести сварку на высоких токах и наоборот [62]. Если сравнить процессы WAAM на основе GMAW и PAW, то скорость наплавки является самой низкой у GTAW – от 1 до 2 кг/ч.

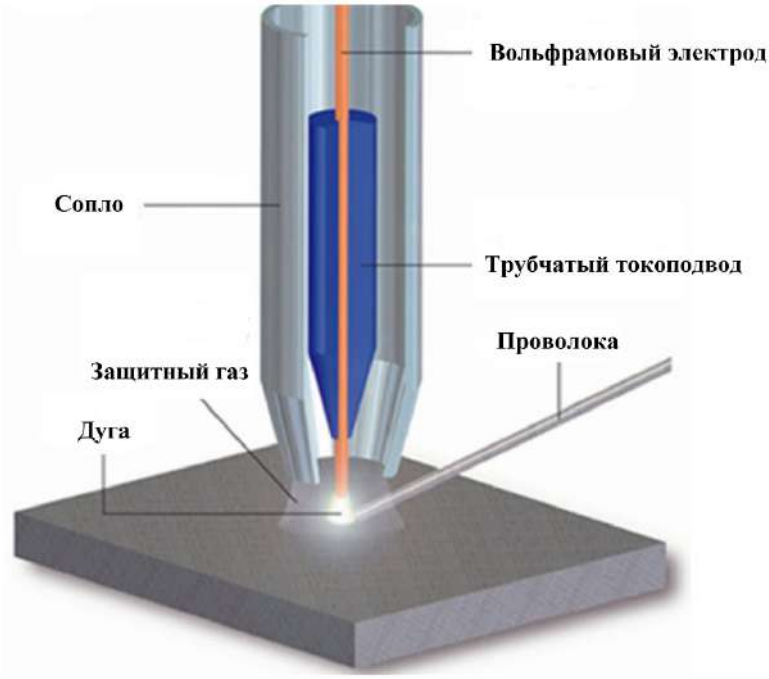


Рисунок 1.2 – Схема процесса GTAW [61]

3) Плазменно-дуговая сварка (PAW)

Дуга создается между неплавящимся электродом из вольфрама и водоохлаждаемым соплом. Благородный газ (в основном Ar) ионизируется и образует струю плазмы при прохождении через эту область дуги. Плазменная струя фокусируется на подложке через узкое отверстие сопла, тем самым образуя сварочную ванну на подложке. Подача проволоки осуществляется в эту сварочную ванну с помощью отдельного механизма подачи проволоки, которая расплавляется и осаждается на поверхности подложки. Значения скорости наплавки в PAW

умеренные – скорость наплавления выше, чем в режиме GTAW, но ниже, чем в GMAW. Производительность наплавки находится в диапазоне от 2 до 4 кг/ч. PAW обеспечивают дугу с самой высокой плотностью энергии, делая возможной более высокую скорость сварки и меньшую деформацию сварных швов. WAAM на основе PAW может производить сварные швы высочайшего качества, но при этом требуются значительные капитальные затраты на настройку процесса.

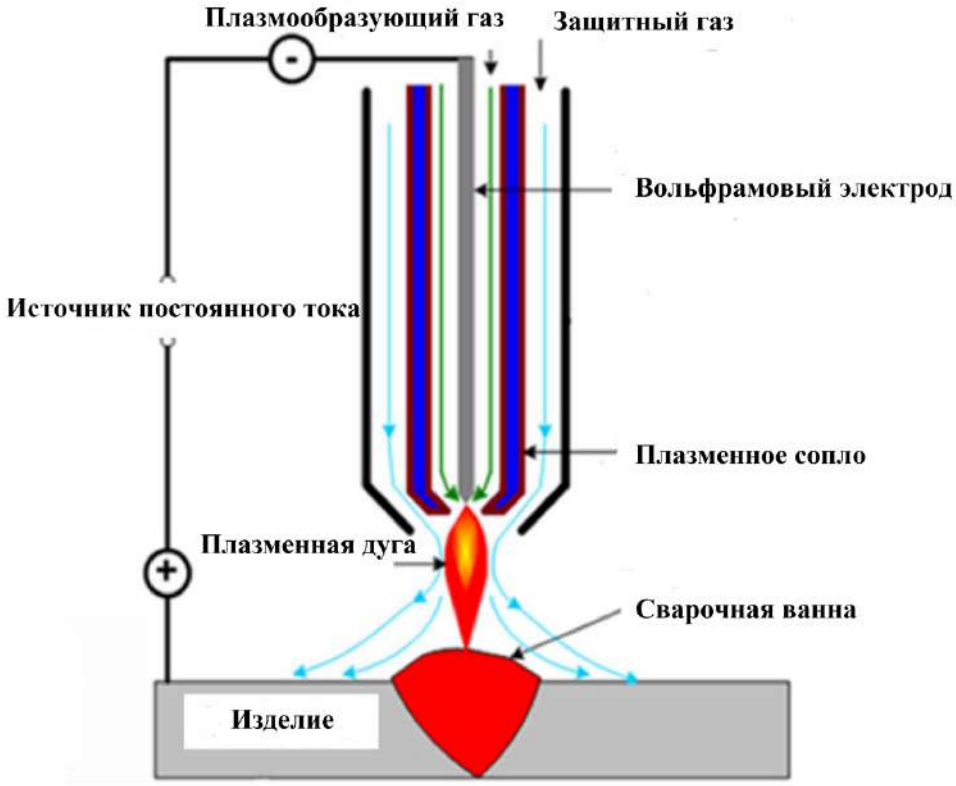


Рисунок 1.3 – Схема процесса PAW [61]

4) Процесс WAAM на основе CMT

По характеру генерации дуги и подачи проволоки технология CMT отличается от традиционного GMAW тем, что цифровое управление CMT способствует переносу капель и движению проволоки. Холодный перенос металла, основанный на методе проволочно-дугового аддитивного производства GMAW, обеспечивает контролируемый режим переноса металла и хороший контроль над геометрией и микроструктурой изделий. Когда капля вступает в контакт с расплавленной ванной, не происходит электрического тока, что значительно

снижает температуру. По сравнению с GMAW CMT более чувствителен к образованию пор, имеет более низкую температуру перехода и более короткое время газовыделения.

Рисунок 1.4 – Схема процесса CMT [62-63]

1.2 Исследование процесса наплавки алюминиевых сплавов с использованием проволочно-дуговой аддитивной технологии

1.2.1 Проволочно-дуговое аддитивное производство алюминиевых сплавов

Алюминий и его сплавы используются в аэрокосмической [64], автомобильной [65], военной [66], морской [67], железнодорожной [68] промышленности, электроэнергетике [69] и изготовлении резервуаров [70] из-за своих превосходных свойств, таких как низкая плотность, высокая удельная прочность, высокая теплопроводность и отличная коррозионная стойкость. В настоящее время, помимо традиционного метода производства изделий из алюминиевого сплава используется технология АП. В исследованиях WAAM

широко использовались алюминиевые сплавы на основе серий 2xxx [71-73], 4xxx [74-76] и 5xxx [77-78], обладающие свариваемостью. Исследования показали, что дефекты, вызванные процессом WAAM, такие как пористость [79], остаточное напряжение, деформация [80], трещины [81] и неоднородная микроструктура, являются основными проблемами, которые необходимо устранить в алюминиевом сплаве, полученном по технологии WAAM. Возникновение дефектов может быть связано с термической деформацией, вызванной аккумулированным теплом [82], нестабильностью сварочной ванны из-за неправильного выбора параметров, неверными принципами программирования, влиянием окружающей среды (например, загазованностью) [83] и отказами оборудования. Среди этих дефектов дефекты пор являются фундаментальным фактором, ограничивающим использование технологии WAAM для изготовления алюминиевых деталей. Поры, образующиеся в алюминиевых сплавах, полученных по технологии WAAM, аналогичны порам, образующимся при сварке плавлением. Основной причиной этому является водород. На поверхности алюминиевой сварочной проволоки могут содержаться жир, углеводороды, влага и т.д. Когда сварочная проволока расплавляется при высокой температуре, примеси на сварочной проволоке испаряются и превращаются в атомарный водород, который попадает в ванну расплавленного металла и поглощается жидким алюминием, что приводит к образованию водородных пор. В то же время трещины, возникающие при изготовлении алюминиевого сплава, также являются дефектом. Из-за широкого диапазона температур затвердевания, зеренной структуры и легирующих элементов алюминиевых сплавов внутри формируемого материала возникают зернограничные трещины или трещины затвердевания при этом микропоры могут служить местом зарождения и развития трещин. Это увеличивает концентрацию напряжений, вызывая текучесть и разрушение материала.

АП представляет собой процесс термического наращивания материалов. Когда материалы наращиваются послойно, при нанесении очередного слоя источник тепла частично расплавляет и неизотермически нагревает предыдущий

слой материала, вызывая многократные процессы теплового расширения и сжатия, что приводит к большим остаточным напряжениям и деформации, которая, в свою очередь, вызывает разрушение или пластическую деформацию материала. Чтобы устранить дефекты и трудности получения алюминиевого сплава по технологии WAAM и ускорить промышленное внедрение в производство, учеными было проведено большое количество исследований процесса получения алюминиевых сплавов по данной технологии [84-90].

1.2.2 Анализ процессов наплавки алюминиевых сплавов с использованием проволочно-дуговой аддитивной технологии

1) Влияние типа источника нагрева на микроструктуру и механических свойства алюминиевых сплавов

Для процесса нанесения наплавки по технологии WAAM обычно используются четыре типа источников дуговой сварки – GMAW, GTAW, CMT и PAW. В алюминиевом сплаве, полученном по технологии WAAM, часто используются GMAW, GTAW и CMT для формирования изделий из алюминиевого сплава. Хоргар и др. [91] применили источник нагрева GMAW для изготовления многослойной наплавки из алюминиевого сплава 5183 (Al4,5MgMn). Межкристаллитные трещины и поры в изделии являются основными причинами, влияющими на его эксплуатационные качества. Ли и др. [92] изготовили образцы из алюминиевого сплава 5356 в различных атмосферах с использованием источника тепла GMAW. Более высокая прочность на разрыв образцов по сравнению с литыми образцами (средняя прочность на разрыв наплавленных образцов в атмосферах азота и аргона составила 207,5 МПа и 255,5 МПа, соответственно, по сравнению с 202,35 МПа для литых образцов) была объяснена в основном более высокой скоростью охлаждения в процессе GMAW по сравнению с процессом литья, а также тем, что многократный переплав и термоциклирование приводили к более мелкому размеру зерна. Бай и др. [93] использовали источник дуговой сварки GTAW для наплавки алюминиевого сплава 2219. Предел прочности

образца составляет 237 МПа в силу отсутствия дисперсионного упрочнения. Предел прочности образца несколько выше, чем у закаленного алюминиевого сплава 2219-O (180 МПа), и значительно ниже, чем у алюминиевого сплава 2219-T62 (415 МПа). Лю и соавт. [94] изготовили алюминиевый сплав 2219 с использованием комбинированной двойной дуги GTAW и GMAW. По сравнению с алюминиевым сплавом 2219-O и сплавами, полученными по технологии GTAW, средний предел прочности на растяжение наплавленных образцов увеличивается на 68,18 и 6,18 МПа, соответственно. При изменении коэффициента выходного тока двойного источника питания в процессе выполнения наплавки по технологии WAAM в верхнем слое образца уменьшался размер равноосных дендритов, ячеистые зерна в области сварки постепенно исчезли, а равноосные зерна во внутреннем слое медленно превращались в столбчатые зерна, тем самым улучшая эксплуатационные характеристики. Мяо и др. [95] в ходе аддитивного производства алюминиевого сплава 4043 успешно совместили два источника нагрева – лазер и GTAW. По сравнению с образцом, полученным с помощью WAAM, прочность на разрыв, предел текучести и удлинение образца, изготовленного комбинированным методом, увеличились на 7,56 %, 8,45 % и 3,45 %, соответственно. Чжоу и др. [96] осуществили наплавку из алюминиевого сплава 205A с использованием дугового источника CMT. Прочность на растяжение наплавки после термообработки T6 составила 510,6 МПа, что почти на 20 МПа выше, чем у литого алюминиевого сплава 205A. Кроме того, в образце WAAM, полученном методом CMT, образовалось меньше пор, что повышает механическую прочность.

2) Влияние режима дуги на микроструктуру и механические свойства алюминиевых сплавов

При использовании технологии WAAM на качество наращивания материала в значительной степени влияет процесс переноса металла. Во время этого процесса расплавленный материал переносится в сварочную ванну за счет дуги, создаваемой между проволокой и подложкой. В настоящее время к трем основным методам

переноса металла относятся: струйный перенос металла, капельный перенос и перенос с коротком замыканием, которые в основном контролируются сварочным источником питания с высокочастотным управлением. Технология CMT, разработанная компанией Fronius, представляет собой усовершенствованный процесс GMAW и является более эффективным производственным процессом для наплавки алюминиевых сплавов. Режим CMT или сварка «холодной» дугой снижает общее тепловложение во время наплавления по сравнению с традиционным методом GMAW. Использование режима «холодной» дуги вместо саморегулирующегося процесса GMAW снижает тепловложение на 16 %. Снижение тепловложения повышает эффективность наплавки при меньшей глубине проникновения. Дерекар и др. [97] сравнили результаты наплавки сплава Al 5183 в режимах работы импульсного GMAW и CMT и пришли к выводу, что режим импульсного GMAW дает более высокий уровень пористости. Конг и др. [98] использовали режимы CMT, CMT-P (импульсная CMT), CMT-ADV (усовершенствованная CMT) и CMT-P-ADV (усовершенствованная импульсная CMT) для дуговой наплавки алюминиевого сплава 2319 и обнаружили, что процесс CMT-A мог уменьшить пористость. По сравнению с процессом CMT-P процесс CMT-ADV имел меньшим тепловложением, что приводит к большим температурным градиентам и образованию ячеистых областей вокруг зон с недендритной равноосной структурой. Сюевэй и др. [99] наплавляли образцы из алюминиевого сплава 5183 с использованием CMT, CMT-ADV и CMT-P. Предел прочности на растяжение образцов, полученных с использованием CMT, CMT-ADV и CMT-P, составил 280,5 МПа, 291,5 МПа и 270,2 МПа, соответственно. Образец, полученный по методу CMT-ADV, показал лучшую зеренную структуру, чем два других образца. Кроме того, размер пор в образце CMT-ADV меньше по сравнению с CMT и CMT-P. Мелкозернистая структура и меньшая пористость улучшали механические свойства покрытий, полученных с помощью CMT-A.

3) Влияние тепловложения на микроструктуру и механических свойства алюминиевых сплавов

Тепловложение является решающим параметром процесса, который оказывает непосредственное влияние на геометрию, микроструктуру и механические свойства произведенных аддитивным электродуговым выращиванием изделий, и связано с комбинацией сварочного тока, напряжением дуги, скоростью подачи проволоки и скоростью сварки. Юань и др. [100] показали, что ток большой силы приводил к нестабильности процесса наплавки и протеканию сварочной ванны. Май и др. [101] продемонстрировали, что низкое тепловложение приводило к более однородной поверхности и отсутствию протекания и разрушения сварочной ванны. Диновитцер и др. [102] установили, что скорость сварки, скорость подачи проволоки и сварочный ток оказывали большое влияние на геометрию выращиваемой детали. Как было показано Цонг и др. [103], регулирование отношения скорости подачи проволоки к скорости сварки могло эффективно контролировать высоту и ширину изделий из алюминиевого сплава. В дополнение к макроскопическим исследованиям Чжоу и др. [104] сформировали многослойную наплавку алюминиевого сплава 2319 с использованием источника нагрева GTAW на различных скоростях сварки 150 мм/мин, 250 мм/мин, 350 мм/мин и 450 мм/мин и исследовали их влияние на микроструктуру и механические свойства. При увеличении скорости сварки со 150 до 350 мм/мин предел прочности на растяжение увеличился с 216,7 до 273,5 МПа. Результаты показали, что контроль скорости сварки для получения равномерного выделения θ″-фазы является ключом к повышению прочности на растяжение. Тауфик и др. [105] исследовали влияние скорости сварки на свойства наплавок из алюминиевого сплава 5356. Микротвердость наплавок, полученных со скоростями сварки 200 мм/мин, 300 мм/мин и 500 мм/мин, составила 70,71 ± 4,61 HV, 71,75 ± 5,68 HV и 73,01 ± 3,65 HV, соответственно. Аналогичным образом, максимальный предел прочности на растяжение, зафиксированный для образца, выращенного со скоростью 500 мм/мин, составил 245,6 МПа. Микроструктурный анализ показал, что фазы α-Al и β-Al_3Mg_2 присутствовали во всех случаях, но ориентация β-фазы улучшалась с увеличением скорости сварки, что приводило к повышенной

прочности на разрыв. Таким образом, приведенный выше обзор подтверждал влияние тепловложения на микроструктуру и механические свойства изделия. Снижение общего тепловложения эффективно способствует равномерному наплавлению сплава и образованию мелкозернистой структуры, тем самым улучшая общие характеристики наплавки.

4) Влияние стратегий наплавки на микроструктуру и механические свойства алюминиевых сплавов

Стратегии наплавки, под которыми понимается геометрия изделия и траектории движения горелки, играют важную роль в изготовлении изделий по технологии WAAM с заданной микроструктурой и механическими свойствами. Комплексные стратегии наплавки – еще один важный шаг в планировании процесса WAAM. Разработка стратегий наплавки имеет решающее значение в WAAM, поскольку они определяют траекторию движения наплавочного сопла при выращивании изделий. Ли и др. [106] задавали однонаправленное движение, возвратно-поступательное движение и сегментированное возвратно-поступательное движение горелки для наплавки 2219 алюминиевого сплава с использованием гибридной технологии на основе лазерной сварки и холодного переноса металла. В данном случае стратегия сегментированного возвратно-поступательного движения была использована для получения ванны расплава с небольшим градиентом температуры и равномерным распределением температуры в образце. Кёлер и др. [107] произвели электродуговую наплавку сплава Al - 4046 с использованием зигзагообразной, спиралевидной и S - образной траекторий наплавки и выявили, что траектория наплавки влияла на однородность распределения температуры, а также на локальные пиковые температуры. Субзеренная ячеистая структура с эвтектоидными выделениями Si вокруг ячеек алюминия была характерна для трех типов траекторий. При использовании S-образной траектории из-за разницы в путях охлаждения размер самых крупных зерен и дисперсия размеров зерен эффективно были эффективно подавлены. По сравнению с зигзагообразной и спиралевидной траекторией S-образное

наплавление привело к уменьшению пористости, низкому остаточному напряжению образца и сравнительно меньшему размеру крупных зерен. Арана и др. [108] использовали стратегию нанесения дуговой наплавки алюминиевого сплава 2319 в виде штриховки и стратегию наплавки по окружности для получения прямостенных и прямоугольных структур и обнаружили, что стратегия наплавки и геометрия детали напрямую влияли на микроструктуру детали. Аярква и др. [109] исследовали влияние стратегии наплавки на механические свойства сплава 2319. Они сравнили стратегии колебательного и параллельного наплавления материала для получения толстостенных изделий. В результате были выявлены столбчатые и равноосные зерна в стенках, наплавленных параллельным движением. В стенках, полученных методом колебательной наплавки, присутствуют только равноосные зерна, что связано с повышенной изотропностью свойств. В той же работе было проведено сравнение данных о механических свойствах толстостенных изделий с данными, полученными Гу и др. [110], по тонкостенным изделиям толщиной в один валик, которое показало, что механические свойства тонких стенок значительно выше.

5) Алюминиевые сплавы, используемые для АП

Алюминиевые сплавы, используемые в настоящее время для аддитивного производства, являются сплавы с содержанием комбинаций других элементов, такие как алюминий-медь, алюминий-цинк, алюминий-магний, алюминий-кремний-магний и алюминий-кремний. Существенными проблемами при изготовлении заготовок из алюминиевых сплавов с помощью технологий аддитивного производства являются такие дефекты, как трещины и относительно низкая плотность металлических изделий, что снижает их рыночную стоимость. Из всех алюминиевых сплавов алюминиево-кремниевые и алюминиево-магниевые сплавы являются наиболее предпочтительными материалами для исследований в области WAAM благодаря их хорошей текучести и высокой пластичности, а также низкому содержанию легирующих элементов, что позволяет получать металлические образцы с меньшим количеством дефектов.

1.3 Постановка цели и задач исследования

Технология электродугового аддитивного выращивания обладает высокой эффективностью и экономичностью, а также уникальными преимуществами при формовании крупных металлических деталей. Благодаря возможности недорогого и высокоэффективного изготовления крупных деталей со сложной геометрией, данная технология имеет широкий спектр применения в аэрокосмической, биомедицинской, автомобильной и морской промышленности.

Алюминиевые сплавы Al-5Mg и Al-5Si являются широко востребованными в различных отраслях промышленности, включая автомобильную и аэрокосмическую, обладают хорошими литейными свойствами и потому применяются в качестве сырья для многих технологий аддитивного производства. Однако недостаточно изученное влияние параметров процесса WAAM-CMT алюминиевых сплавов ограничивает применение этой технологии в промышленном производстве. Для устранения этого ограничения требуется проведение исследований для установления влияния различных параметров проволочно-дугового аддитивного производства на микроструктуру, фазовый состав, распределение химических элементов, а также механические свойства. Исходя из проведенного литературного анализа, можно сделать вывод о том, что наиболее важными параметрами процесса WAAM-CMT являются режим дуги, скорость подачи проволоки, скорость сварки, стратегия наплавки, а также высота наплавляемого изделия. В связи с этим, целью данной работы является определение влияния параметров процесса (режим дуги, скорость подачи проволоки, скорость сварки, стратегия наплавки и высота наплавки) на структуру и механические свойства сплавов Al-5Mg и Al-5Si, полученных методом проволочно-дугового аддитивного производства на основе холодного переноса металла.

Для реализации поставленной цели в работе решались следующие задачи:

1) Определить влияние различных режимов дуги (CMT-ADV, CMT, CMT-P) на микроструктуру и механические свойства сплавов Al-5Mg, полученных методом WAAM-CMT.

2) Установить влияние величины тепловложения, зависящего от скорости подачи проволоки и скорости сварки, на микроструктуру и механические свойства изготовленных сплавов Al-5Mg.

3) Определить особенности влияния различных стратегий наплавки и высоты наплавки на изменение микроструктуры и механических свойств сплавов Al-5Si, полученных методом WAAM-CMT, и провести углубленные исследования механизма разрушения сплавов Al-5Si.

ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ, МЕТОДЫ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1 Оборудование для изготовления алюминиевых сплавов

В диссертации используется проволочно-дуговая аддитивная система наплавки на основе холодного переноса металла (CMT), состоящая из робота FANUC и программного обеспечения моделирования траектории. Компоненты операционной системы робота FANUC показаны на рисунке 2.1. Рабочий радиус робота FANUC составляет 1035 мм, сварочная горелка CMT крепится на конце руки с шестой осью и остается соосной с ней. Сварочная горелка образует дугу и выполняет наплавку методом WAAM-CMT в соответствии с автономной запрограммированной траекторией, заданной при исходном моделировании.

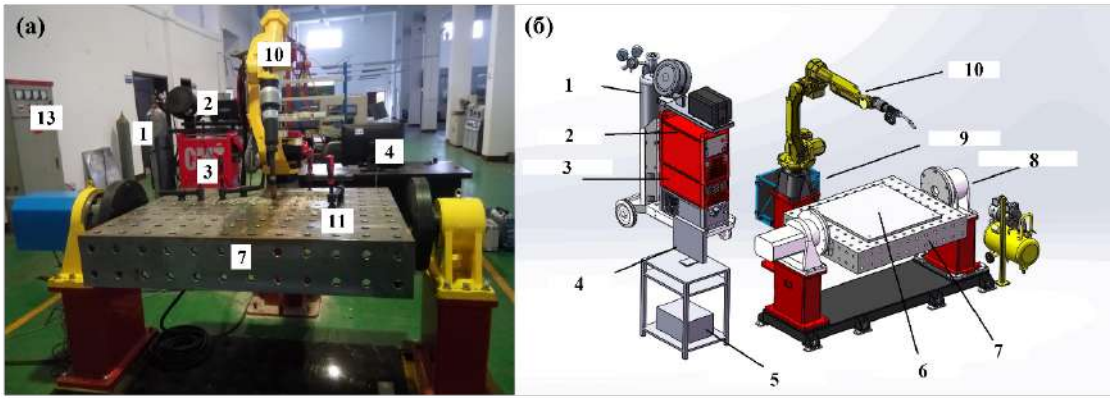


Рисунок 2.1 – Робот FANUC, выполняющий наплавку методом WAAM-CMT: (a) физическая схема; (b) трехмерная принципиальная схема: 1 – защитный газ; 2 – устройство подачи проволоки; 3 – источник питания CMT; 4 – компьютер; 5 – контроллер нагревательного элемента; 6 – нагревательный элемент; 7 – рабочий стол ; 8 – одноосный позиционер; 9 – контроллер робота; 10 – робот; 11 – струбцина

Система программного обеспечения трехмерного моделирования траектории робота представляет собой модуль WAAM-CMT, который включает в себя

программное обеспечение для трехмерного моделирования и автономное программное обеспечение для программирования траектории. Программное обеспечение 3D-моделирования используется для создания моделей аналогично профессиональным программам 3D-моделирования, таким как UNIGRAPHICS, SOLIDWORKS и т.д., и обладает универсальными функциональными возможностями для обмена информацией, а также высокой степенью совместимости. Программное обеспечение для программирования траекторий, обеспечивающее автономную визуализацию работы виртуального робота, позволяет задавать параметры процесса печати при импорте 3D-модели в виртуальную среду робота. Когда модель импортируется в программное обеспечение, выполняется ряд настроек: установка параметров, нарезка модели на слои, нанесение слоев, генерация траектории и имитация траектории горелки, далее происходит ее выгрузка в операционную систему, взаимодействующую с платформой управления роботом FANUC, выполняется процесс сварки на основе CMT, завершающее испытание метода WAAM-CMT. Процесс формирования алюминиевого сплава методом WAAM-CMT показан на рисунке 2.2.

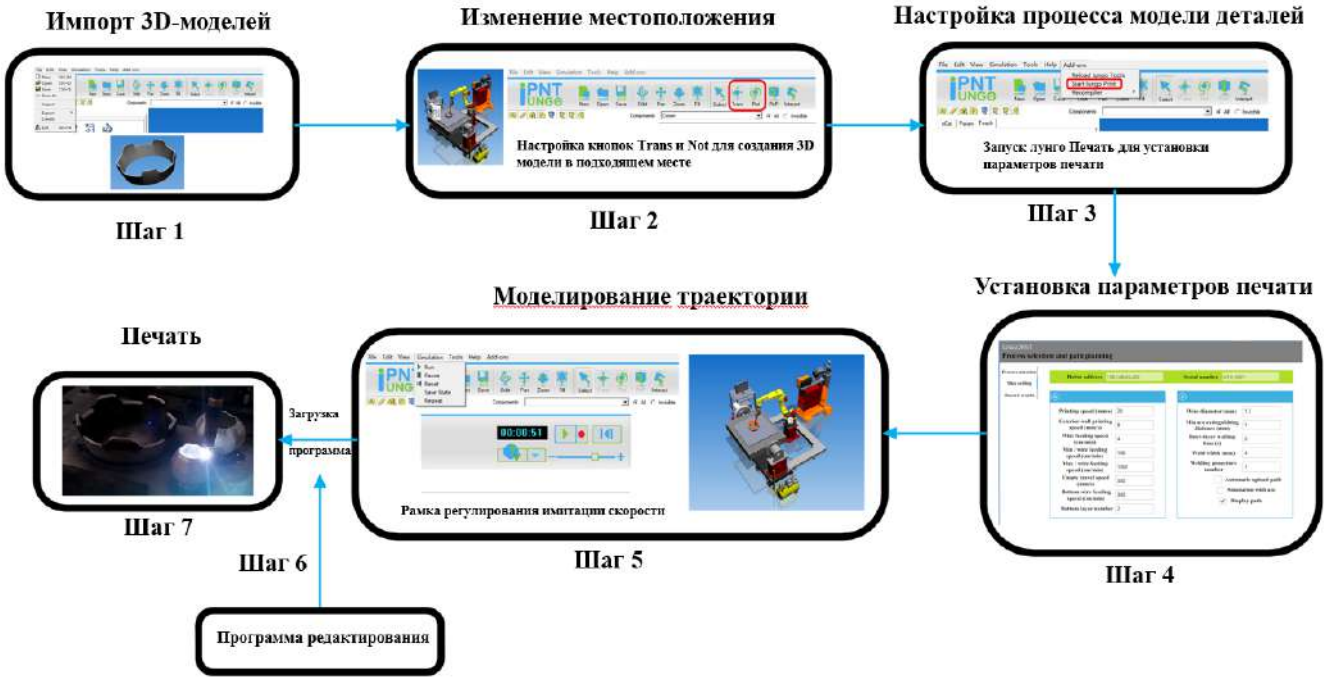


Рисунок 2.2 – Процесс формирования алюминиевых сплавов методом WAAM-CMT

Кроме того, настройка параметров процесса WAAM-CMT является ключевым фактором, определяющим размеры односторонних швов и точность формовки деталей. Настройка подъема высоты горелки после наплавки очередного слоя оказывает большое влияние на стабильность дуги и постоянство формы деталей. Неправильная настройка этого важного параметра может привести к тому, что сварочная горелка окажется слишком далеко или слишком близко к предыдущему слою, что может поставить под угрозу успешное изготовление всей детали. Методы заполнения предполагают выращивание тонкостенных и толстостенных изделий. При изготовлении тонкостенных или толстостенных изделий необходимо выбрать соответствующий режим заполнения и траекторию горелки. Многослойные и многоканальные сплошные стенки могут быть напечатаны с помощью зигзагообразной или перекрещивающейся траектории, а также путем регулирования угла межслойной сварки для более эффективного заполнения материалом. Это снижает объем тепловложения вдоль траектории наплавки во время процесса выращивания и позволяет избежать появления наплывов и смятий на поверхности деталей. Вместо многоканальных деталей, детали закрытого штекерного типа наплавляются путем заполнения материалом по спиралевидной траектории, что снижает деформацию деталей из-за концентрации тепла.

2.2 Подготовка образцов и испытательное оборудование

Для дальнейшего изучения различий и характеристик межслойной и внутрислойной структуры изготовленных образцов алюминиевых сплавов, а также свойств при различных параметрах, в том числе микротвердости, предела прочности и предела текучести, использовалось соответствующее профессиональное испытательное оборудование. Микроструктуру, кристаллическую структуру, состав и распределение элементов в сплаве исследовали с помощью оптических микроскопов, рентгеновских дифрактометров, сканирующих электронных микроскопов и методов дифракции обратного

рассеяния электронов (ДОРЭ). Механические характеристики были определены с помощью универсальной машины для проведения испытаний на растяжение.

2.2.1 Обработка и подготовка образцов

Образцы сплавов, полученных методом WAAM-CMT, изготавливались в форме блока с помощью проволочно-вырезного станка типа DK7735 (рисунок 2.3).

Рисунок 2.3 – Электроэрозионный проволочно-вырезной станок

В данной работе для шлифования поверхности образцов для механических испытаний и металлографии использовался двухскоростной шлифовально-полировальный станок YMP-2B (рисунок 2.4). При полировке образцов использовалась наждачная бумага зернистостью 400, 800, 1000, 1500 и 2000.

Рисунок 2.4 – Шлифовально-полировальный станок YMP-2B

2.2.2 Испытательное оборудование

Для изучения качества изготовления алюминиевого сплава методом WAAM на основе CMT необходимо провести анализ макроструктуры, микроструктуры, микротвердости, фазового состава и элементного состава образцов. Макроструктуру наблюдали и анализировали с помощью 3D-лазерного конфокального микроскопа OLS40-CB компании OLYMPUS (рисунок 2.5). Образец алюминиевого сплава был отшлифован и отполирован (образец был зафиксирован в смоле), затем отполированный образец был протравлен раствором Келлера (21 мл H_2O + 3 мл HNO_3 + 6 мл HF) в течение примерно 15 с для получения металлографической структуры. Образцы анализировались на наличие дефектов, таких как трещины и пористость, с помощью металлографического микроскопа (LEICADM-2500M). Микроструктуру металлографических образцов и морфологию трещин и пор в изломе образцов на растяжение исследовали с помощью полевого эмиссионного сканирующего электронного микроскопа (FESM) модели MLA650F (рисунок 2.7) и сканирующего электронного микроскопа TESCAN VEGA (рисунок 2.8). Фазовый состав сплавов был проанализирован на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE (рисунок 2.9). Для получения общего размера зерен в нанесенных слоях был проведен тест дифракции обратного рассеяния электронов (EBSD / Oxford-Nordli-Max 3) с шагом сканирования 1,2 мкм. Микротвердость образцов измеряли микротвердомером HVS-1000 (рисунок 2.10). Во время испытания основные параметры микротвердомера были следующими: нагрузка на индентор – 200 г, время выдержки под нагрузкой – 10 с, индентирование через каждый 0,5 или 1,0 мм. С помощью универсальной разрывной машины осуществляли растяжение со скоростью 2,0 мм/мин (рисунок 2.11). Высокоскоростная камера CR600X2 использовалась для наблюдения за динамикой текучести сварочной ванны и фиксации ее состояния в каждый отдельный момент времени (рисунок 2.12). Разрешение объектива высокоскоростной камеры (камеры) было установлено на 1024×1024, частота

кадров – 1000, время выдержки – 1/100000, инфракрасный лазер использовался в качестве вспомогательного источника света для увеличения его интенсивности.

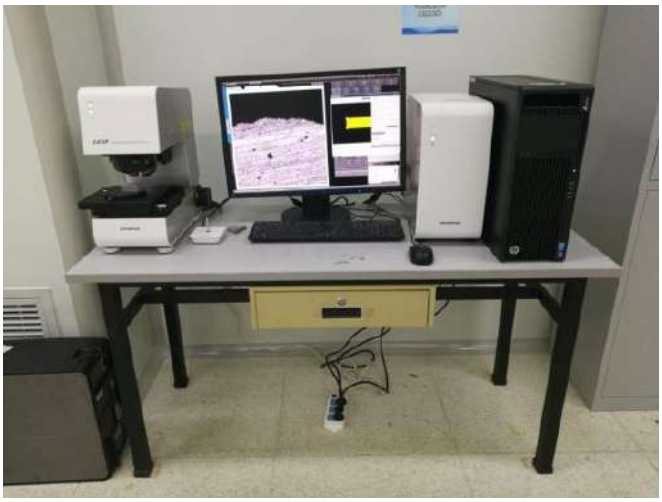


Рисунок 2.5 – 3D Лазерный конфокальный микроскоп

Рисунок 2.6 – Металлографический микроскоп

Рисунок 2.7 – Полевой эмиссионный сканирующий электронный микроскоп модели MLA650F

Рисунок 2.8 – Полевой эмиссионный сканирующий электронный микроскоп модели TESCAN VEGA

Рисунок 2.9 – Рентгеновский дифрактометр Bruker D8 ADVANCE

Рисунок 2.10 – Микротвердомер

Рисунок 2.11 – Универсальная испытательная машина

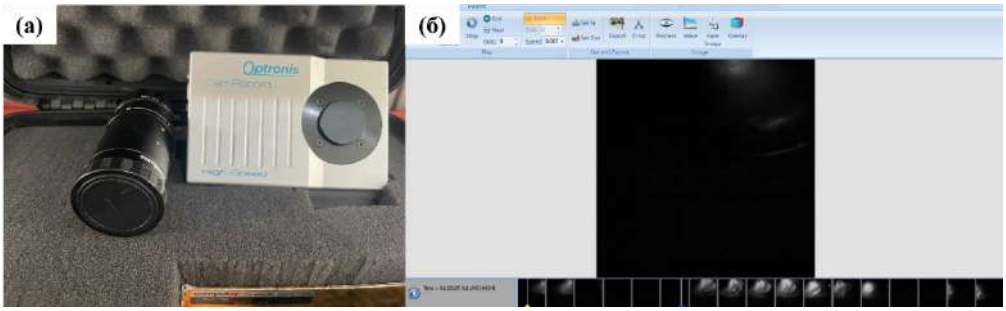


Рисунок 2.12 – Высокоскоростная камера (а); программное обеспечение для получения изображений (б)

2.3 Экспериментальные материалы и задание общих параметров

В качестве подложки в экспериментах использовалась пластина из алюминиевого сплава 6061-T6 размером 325 мм × 325 мм × 20 мм. В качестве материалов для осаждения использовались проволоки из сплавов Al-5Si/ER4043 и Al-5Mg/ER5356 диаметром 1,2 мм. Основные составы сплавов приведены в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Химический состав алюминиевого сплава (масс. %)

Состав	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Al
ER4043	4,5 – 6,0	0,8	0,3	0,05	0,05	осн.
ER5356	0,25	0,4	0,1	0,2 - 0,25	4,5 - 5,5	осн.
6061-T6	0,4 – 0,8	0,7	0,15 – 0,4	0,15	0,8 - 1,2	осн.

Для того, чтобы минимизировать влияние примесей на поверхность подложки, формуемость материала и пористость, поверхность подложки из алюминиевого сплава 6061-T6 перед экспериментом предварительно обработали. Для механической шлифовки и удаления оксидной пленки с поверхности материала подложки использовали угловую шлифовальную машину. Остаточное масло с поверхности материала удалили ацетоном. Время до полного испарения ацетона составило 15 минут. Затем была проведена экспериментальная сварка алюминиевыми сплавами методом WAAM-CMT.

В ходе испытания наплавка металла методом WAAM-CMT производилась 6-ти осевой робототехнической системой FANUC с использованием 99,99 % аргона при расходе 20 л/мин. Расстояние от конца токоподводяшего наконечника до сварочной ванны сохранялось на уровне 15 мм. Значение приращения по оси Z сварочной горелки и время ожидания между слоями были установлены на 2,0 мм и 90,0 с, соответственно.

2.4 Выбор параметров режима WAAM-CMT

Технология WAAM-CMT – это технология, которая использует дугу в качестве источника нагрева, сварочную проволоку – в качестве присадочного материала. Источник нагрева расплавляет сварочную проволоку с образованием капель, капли металла переходят в сварочную ванну, укладывая таким образом материал слой за слоем и формируя деталь. На рисунке 2.13 представлены высокоскоростные фотографии перехода капель металла в сварочную ванну за один цикл. В унифицированном режиме функционирования источника тока холодного переноса металла сварочный ток и напряжение определяются исходя из скорости подачи проволоки (при изменении скорости подачи проволоки изменяется сварочный ток и напряжение). Во время сварки методом WAAM-CMT формирование однослойного однопроходного сварного шва является основой всего процесса аддитивного производства. Размер и стабильность данного шва напрямую влияют на формирование и стабильность следующего слоя / прохода.

Для восстановления предыдущего слоя / прохода контроль размера формируемого однослойного однопроходного сварного шва имеет важное эталонное значение для настройки параметров и управления всем процессом аддитивного выращивания детали.

В данном исследовании для изучения взаимосвязи между основными параметрами и качеством формования заготовок используется метод управления одной переменной для управления изменением параметров процесса. Основные параметры процесса включают скорость подачи проволоки ($\vartheta_{пп}$), скорость сварки ($\vartheta_{с}$), режим дуги, стратегии наплавки.

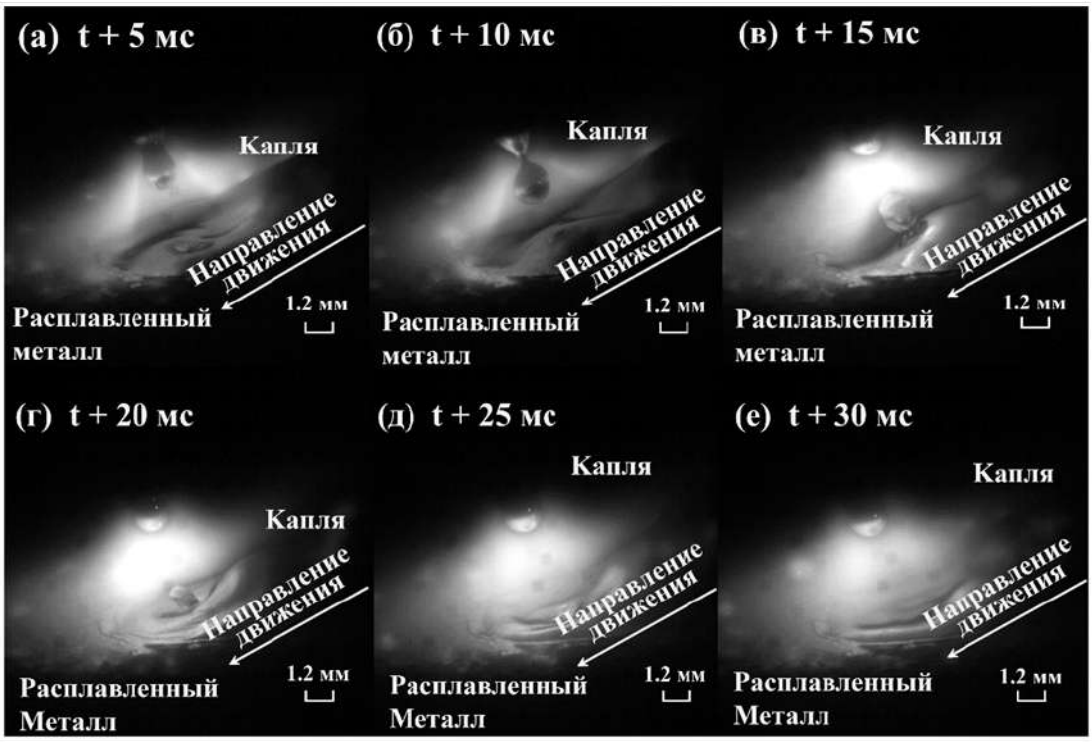


Рисунок 2.13 – Снимки перехода капли металла за один цикл

2.4.1 Скорость подачи проволоки

В данном разделе представлено исследование влияния различных скоростей подачи проволоки ($\vartheta_{пп}$: 4,0 м/мин, 5,0 м/мин, 6,0 м/мин, 7,0 м/мин, 8,0 м/мин) на качество сварного шва в процессе производства WAAM-CMT при постоянном значении скорости сварки горелкой ($\vartheta_{с}$) 0,6 м/мин. Когда $\vartheta_{пп}$ составляет 4 м/мин и 5 м/мин, тепловложение недостаточно, количество плавления сварочной

проволоки в единицу времени невелико, что приводит к тому, что расплавленный металл не течет по подложке, валик сварного шва выглядит подрезанным, сварной шов прерывистый, тонкий, плоскостность сварного шва низкая (рисунок 2.14). По мере увеличения $\vartheta_{пп}$ возрастает тепловложение, увеличивается количество плавления сварочной проволоки в единицу времени, расплавленный металл в сварочной ванне имеет хорошую способность к растеканию, устраняется явление подреза и получается плоский сварной шов, при этом ширина сварного шва становится больше.

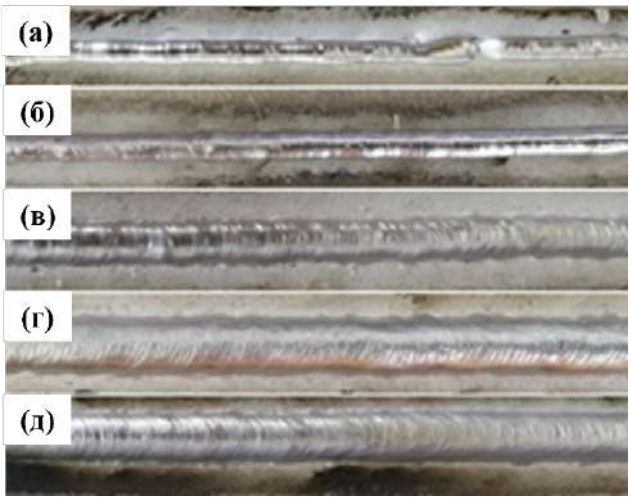


Рисунок 2.14 – Формируемая поверхность наплавленных валиков при различных $\vartheta_{пп}$: (а) 4,0 м/мин; (б) 5,0 м/мин; (в) 6,0 м/мин; (г) 7,0 м/мин; (д) 8,0 м/мин

2.4.2 Скорость сварки

В режиме CMT, $\vartheta_{пп}$ задана в качестве постоянной величины – 7,0 м/мин (значение $\vartheta_{пп}$ относительно умеренное, количество расплавленной сварочной проволоки в единицу времени не слишком велико и не слишком мало, а формирование наплавленного валика относительно однородно и стабильно), для скорости сварки $\vartheta_{с}$ выбраны: 0,4 м/мин, 0,5 м/мин, 0,6 м/мин, 0,8 м/мин и 1 м/мин, соответственно. При увеличении $\vartheta_{с}$ от 0,4 м/мин до 1,0 м/мин поверхность наплавленного валика гладкая, плоскостность уменьшается, при $\vartheta_{с}$ = 0,4 м/мин

сварной шов змеевидный, тонкий, при $\vartheta_с$ = 1,0 м/мин валик сварного шва выглядит подрезанным (рисунке 2.15).

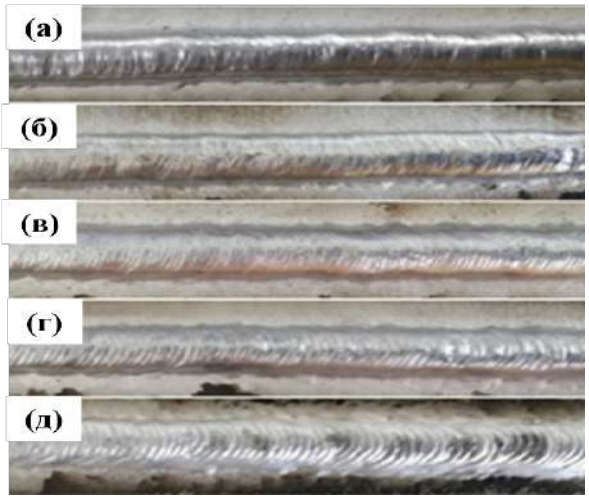


Рисунок 2.15 – Формируемая поверхность наплавленных валиков при различных $\vartheta_с$: (а) 0,4 м/мин; (б) 0,5 м/мин; (в) 0,6 м/мин; (г) 0,8 м/мин; (д) 1,0 м/мин

2.4.3 Наблюдение за переносом капель, настройка параметров при различных режимах дуги

Принимая во внимание, что исходная подложка находится в ненагретом состоянии, расплавленный алюминиевый сплав первого слоя не может свободно по ней течь, поэтому технологические параметры первого слоя заготовки в процессе аддитивного производства устанавливают для $\vartheta_{пп}$ и $\vartheta_с$ сварочной горелки на 7 м/мин и 0,6 м/мин, соответственно. Далее при послойном наплавлении $\vartheta_{пп}$ снижается до 5,5 м/мин, что обеспечивает предварительный нагрев подложки и получение металлического слоя с более широкими наплавленными валиками. В процессе выращивания последующих слоев для получения качественных заготовок поток расплавленного металла уменьшается.

Параметры $\vartheta_{пп}$ и $\vartheta_с$ выбраны 7,0 м/мин и 0,6 м/мин, соответственно, ведется наблюдение за переносом капель сварочной проволоки из алюминиевого сплава для изучения влияния различных режимов дуги на качество плавления сварочной проволоки. Дуговые режимы CMT, CMT-ADV (усовершенствованная CMT), CMT-

Р (импульсная CMT) используются для изучения влияния режима дуги на размер капель, а также для оценки разницы в количестве плавления алюминиевого сплава в разных режимах. Как показано на рисунке 2.16, при режиме CMT размер капель плавления наименьший и составляет около 1,09 мм. При переходе в режим CMT-P максимальный размер капель составляет 1,48 мм, в режиме CMT-ADV размер капель средний – 1,26 мм.

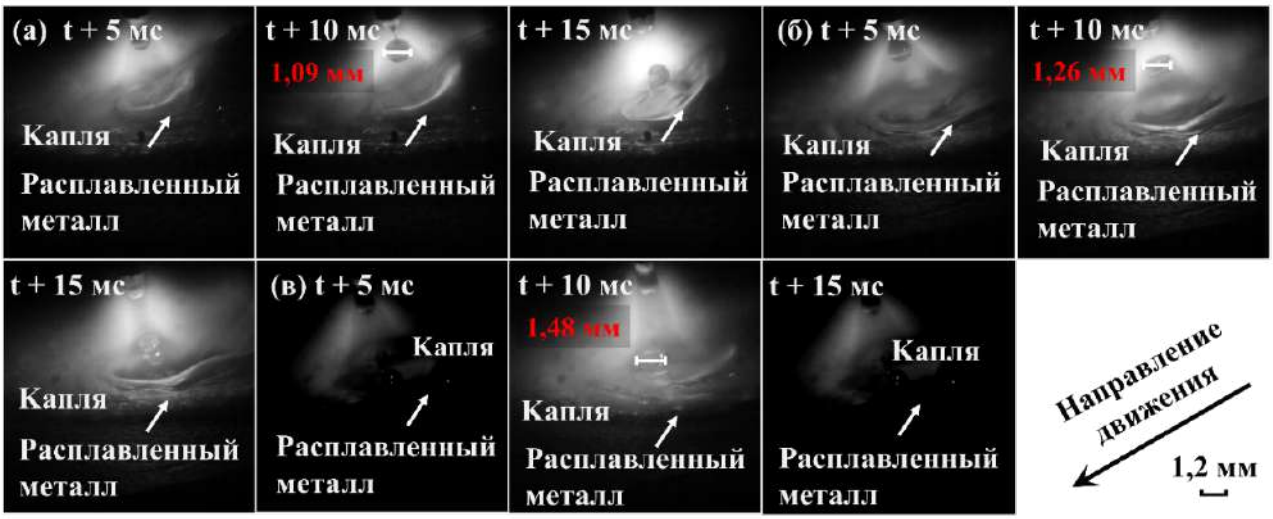


Рисунок 2.16 – Перенос капель в различных режимах: (а) 3-1-1, режим CMT; (б) 3-1-2, режим CMT-ADV; (в) 3-1-3, режим CMT-P

В данном эксперименте в качестве сырья для изготовления тонкостенного алюминиевого сплава Al-5Mg использовалась проволока из сплава ER5356 диаметром 1,2 мм, и исследовалось влияние режима дуги на качество формования сплава Al-5Mg (элементный состав проволоки приведен в таблице 2.1). При режимах дуги CMT, CMT-ADV, CMT-P, $\vartheta_{пп}$ и $\vartheta_{с}$ первого слоя заготовки устанавливаются на 7,0 м/мин и 0,6 м/мин, соответственно. Затем $\vartheta_{пп}$ для последующих слоев задается 5,5 м/мин. Значения тока и напряжения, генерируемые в различных режимах дуги при фиксированных параметрах $\vartheta_{пп}$ = 5,5 м/мин и $\vartheta_{с}$ = 0,6 м/мин, составляли: CMT-ADV - 92 А, 11,7 В; CMT - 113 А, 13,6 В и CMT- P - 118 А, 17,3 В.

2.4.4 Параметры тепловложения

В этом разделе рассмотрено влияние тепловложения на качество формования толстостенных заготовок сплава Al-5Mg. Они изготавливаются методом WAAM-CMT с регулированием тепловложения через изменение $\vartheta_{пп}$ и $\vartheta_{с}$ в режиме CMT. Оптимизированные технологические параметры толстостенных заготовок сплава Al-5Mg, полученного методом WAAM-CMT, приведены в таблице 2.2.

Таблица 2.2 – Параметры технологического процесса производства толстостенных заготовок из сплава Al-5Mg

№ образца	Сила-тока, А	Напря-жение, В	Скорость подачи проволок и $\vartheta_{пп}$, м/мин	Скорость сварки $\vartheta_{с}$, м/мин	Расход-аргона, л/мин	Тепловло-жение, Дж/мм
3-2-1	158	16,8	7,0	0,6	20	212,352
3-2-2	168	16,9	7,5	0,6	20	227,136
3-2-3	178	17,0	8,0	0,6	20	242,080
3-2-4	158	16,8	7,0	0,7	20	181,497
3-2-5	158	16,8	7,0	0,8	20	159,663
3-2-6	158	16,8	7,0	0,9	20	141,568

Уровень тепловложения при сварке методом WAAM-CMT находится в тесной взаимосвязи со скоростью подачи проволоки ($\vartheta_{пп}$) и скоростью движения сварочной горелки ($\vartheta_{с}$), и, изменяя $\vartheta_{пп}$, можно регулировать сварочный ток и напряжение. Существует положительная корреляция между $\vartheta_{пп}$, сварочным током и напряжением. Сварочный ток и напряжение увеличиваются с увеличением $\vartheta_{пп}$. Формула расчета тепловложения выглядит следующим образом:

$$HI = \frac{\eta \times \sum_{i=1}^{n} \frac{I_i U_i}{n}}{\vartheta c} \qquad (1)$$

HI – тепловложение.

где I_i и U_i – ток и напряжение дуги для каждой заготовки, η – термический КПД дуги CMT (его значение принимается равным 0,8) [16]. ϑ_c – скорость сварки (м/мин). Согласно формуле, величина тепловложения возрастает с увеличением $\vartheta_{пп}$ или уменьшением ϑ_c.

2.4.5 Параметры стратегии наплавки

В данном разделе рассматривается влияние стратегий наплавки на качество формования толстостенных заготовок сплава Al-5Si. Для наплавления толстостенных заготовок сплава Al-5Si используются три различные стратегии наплавки в режиме CMT, в качестве материала для наплавки выбрана присадочная проволока (ПП) из сплава ER4043 (Al-5Si) диаметром 1,2 мм. Чтобы получить образец наплавки хорошего качества, в котором отсутствуют дефекты, выбираются оптимизированные параметры наплавления материала (например, $\vartheta_{пп}$, ϑ_c, ток дуги, напряжение дуги), приведенные в таблице 2.3. Для изготовления заготовок алюминиевого сплава Al-5Si использованы три стратегии наплавки с изменением направления наплавки при наплавке слоев. Как показано на рисунке 2.17, наплавки производились: по прямой линии с поворотом на 90° в каждом последующем слое (Линия 90°), по прямой линии с поворотом на 45° в каждом последующем слое (Линия 45°), по спиральной линии под углом 90° с противоположным направлением движения при наплавлении каждого последующего слоя (СЛ 90°).

Таблица 2.3 – Параметры изготовления толстостенных заготовок сплава Al-5Si методом WAAM-CMT с использованием различных стратегий наплавки

Параметр	Значение / ед. изм.
Ток	113 А
Напряжение	11,2 В
Скорость сварки	0,6 м/мин
Скорость подачи проволоки, $\vartheta_{пп}$	5,5 м/мин
Присадочная проволока	ER4043
Диаметр проволоки	1,2 мм
Защитный газ	Ar
Расход Ar	25 л/мин
Режим сварки	CMT
Коэффициент перекрытия	25 %

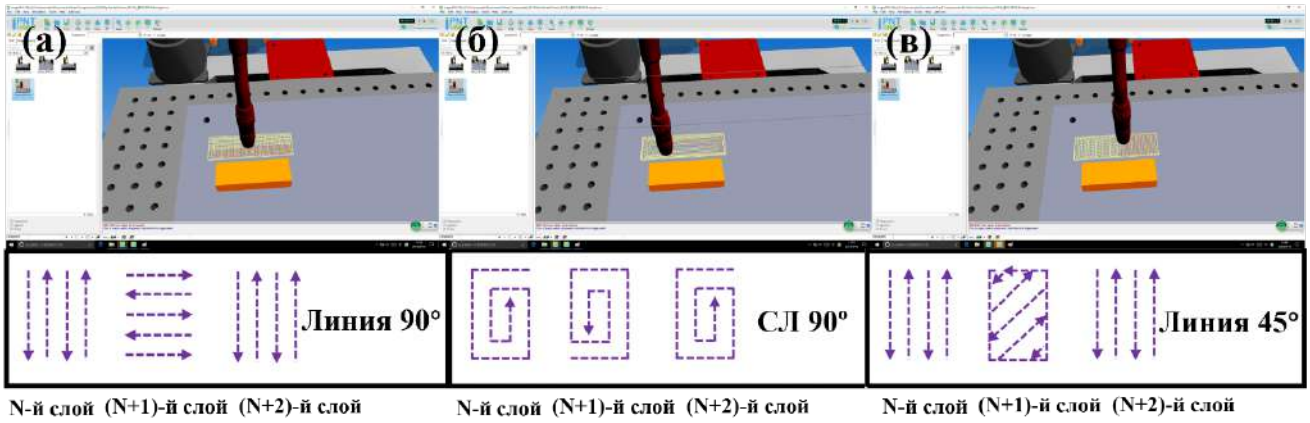


Рисунок 2.17 – Стратегии наплавки толстостенных заготовок сплава Al-5Si: (а) 4-1-1, Линия 90°; (б) 4-1-1, СЛ 90°, (в) 4-1-3, Линия 45°

2.4.6 Параметры высоты наплавляемого слоя

В настоящем разделе исследуется влияние высоты наплавки на качество формования толстостенных заготовок сплава Al-5Si, полученных в режиме CMT с использованием стратегии наплавки СЛ 90°. $\vartheta_{пп}$ и $\vartheta_{с}$ установлены на 5,5 м/мин и 0,6 м/мин, соответственно. Размеры заготовок толстостенных заготовок сплава Al-5Si 150 мм × 32 мм × 30 мм.

2.5 Подготовка и испытание образцов, изготовленных методом WAAM-CMT

Для дальнейшего исследования микроструктуры и механических свойств образцов, изготовленных методом WAAM-CMT, необходимо вырезать, изучить микроструктуру и провести исследования эксплуатационных свойств. Для сплавов Al-5Mg и Al-5Si в данной работе использованы различные методы вырезания образцов, с целью облегчения наблюдения за микроструктурой и точнее определить эксплуатационные характеристики. Направление заготовок равномерно откалибровано, ось Z представляет собой (вертикальное) направление наплавки, которое перпендикулярно направлению горизонтального перемещения источника нагрева. Ось Y параллельна направлению длины сплошной стенки, ось X параллельна поперечному направлению заготовок, поперечным сечением которых является вертикальное сечение.

Заготовки из сплава Al-5Mg

Размеры тонкостенной заготовки из сплава Al-5Mg показаны на рисунке 2.18. В средней части заготовки были вырезаны два поперечных образца для микроструктурных исследований, определения фазового состава и микротвердости. Пять образцов, расположенных в верхней, средней, нижней и вертикальной позициях, вырезаны вдоль направления толщины тонкостенной заготовки для проведения испытаний на растяжение.

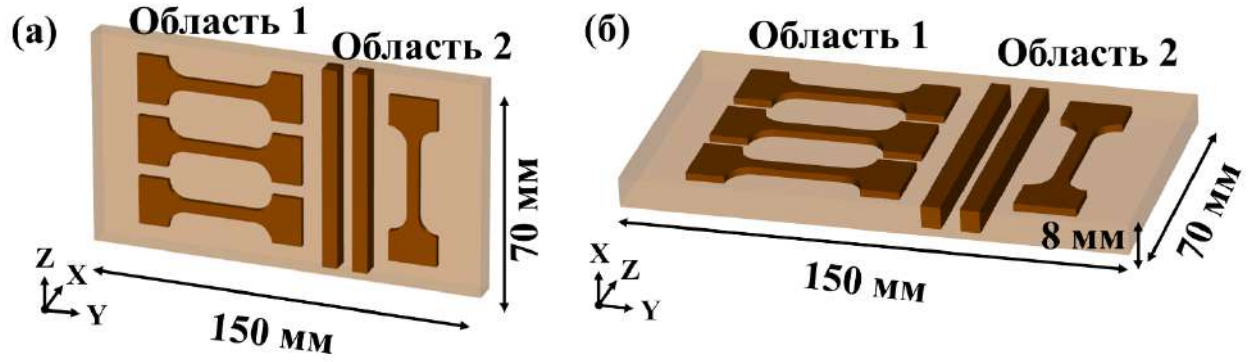


Рисунок 2.18 – Координаты и положение вырезаемых образцов из тонкостенных заготовок сплава Al-5Mg

Координаты толстостенных заготовок из сплава Al-5Mg, изготовленных методом WAAM-CMT, и положение вырезаемых образцов для проведения механических испытаний показаны на рисунке 2.19. Длина, ширина и высота толстостенных заготовок составляют 150 мм × 32 мм × 30 мм. Вдоль направления поперечного сечения центра толстостенной заготовки вырезано два поперечных образца с размерами 10 мм × 32 мм × 30 мм, один – для исследования микроструктуры, другой – для определения микротвердости. Затем образцы на растяжение вырезаются вдоль направления, перпендикулярном и параллельном направлению движения источника нагрева, без отступов друг от друга от переднего края толстостенной заготовки к заднему краю (область 3) и от нижней области к верхней области (область 4).

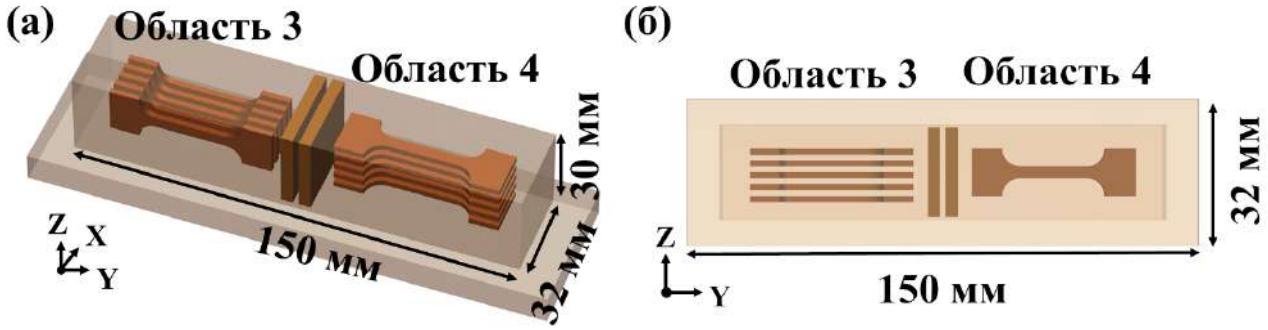


Рисунок 2.19 – Координаты и положение вырезаемых образцов из заготовок толстостенных заготовок сплава Al-5Mg, изготовленных с различным тепловложением

Заготовки из сплава Al-5Si

Из толстостенных заготовок из сплава Al-5Si, изготовленных с использованием различных стратегий наплавки и различной высотой наплавки, вырезаются заготовки с размерами 150 мм × 75 мм × 30 мм (рисунок 2.20). По центру каждой толстостенной заготовки вырезаны два образца с длиной, шириной и высотой 10 мм × 75 мм × 30 мм. Один образец – для изучения микроструктуры, в

т.ч. методом ДОРЭ, второй – для измерения микротвердости. В областях 5 (область 7) и 6 (область 8) показано, как цилиндрические образцы для испытаний на растяжение, ориентированные параллельно и перпендикулярно к длинной стороне толстостенной заготовки, вырезаются без отступов друг от друга, чтобы получить пять образцов испытаний на растяжение, соответственно. Для исследования микроструктуры и микротвердости в поперечном сечении вырезались 2 образца с размерами 10 мм × 30 мм × 75 мм. Размеры заготовок, вырезанных на различных расстояниях от подложки, составляют 150 мм × 30 мм × 70 мм (рисунок 2.20 (г).

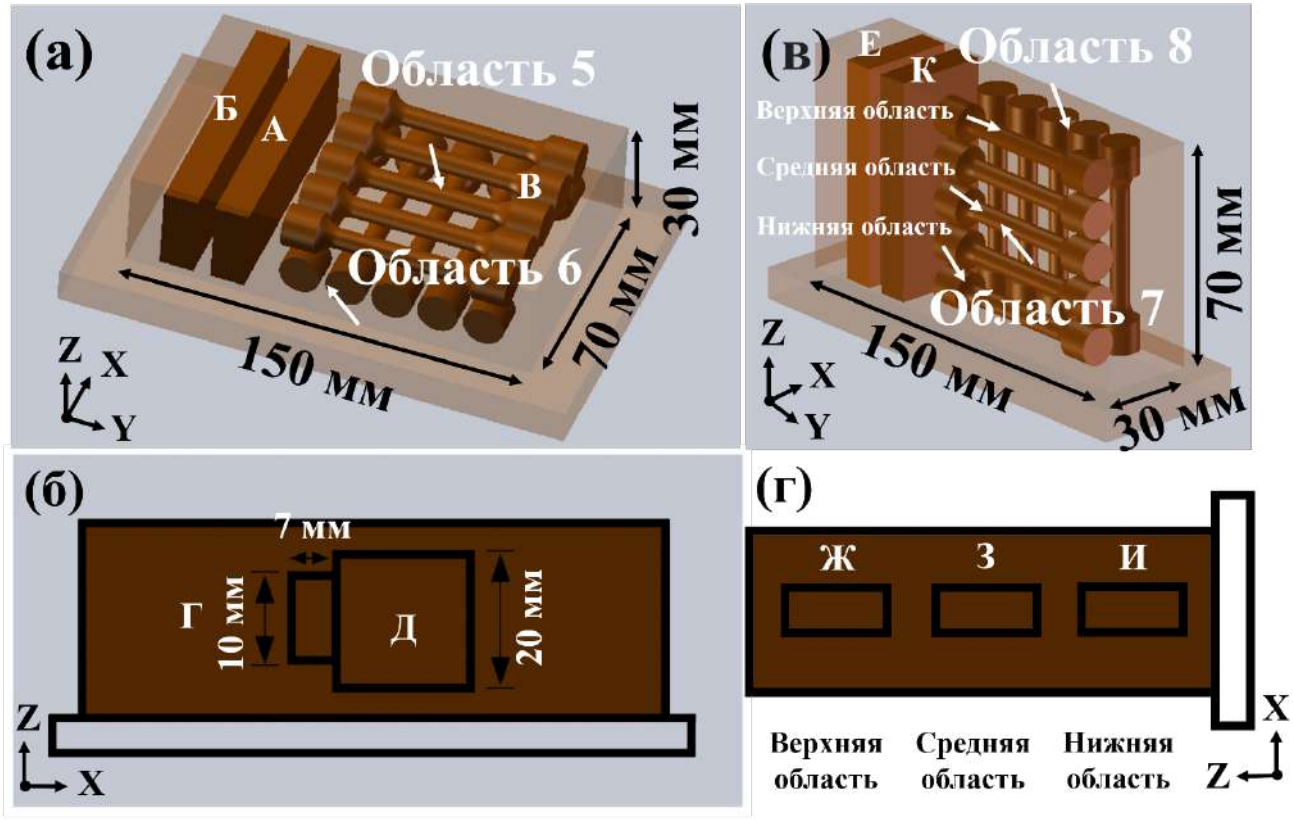


Рисунок 2.20 – Координаты и положение вырезаемых образцов толстостенных заготовок из сплава Al-5Mg, изготовленных с различными стратегиями наплавки: А и К для наблюдения микроструктуры; Б и Е для контроля микротвердости; Г для EBSD-тестирования; Д для наблюдения макроструктуры; Ж, З, И для наблюдения микроструктуры верхней, средней и нижней областей

Размеры образцов на растяжение приведены на рисунке 2.21. Пять образцов на растяжение взяты из соответствующих положений заготовок из сплавов Al-5Mg и Al-5Si, результаты испытаний усреднены для уменьшения экспериментальной погрешности.

На рисунке 2.21б показано место проведения испытания на микротвердость сечения образца. Место испытания разделено на четыре области. Первая область перпендикулярна вертикальному направлению центра сечения образца, три других – различные высоты вдоль его горизонтального поперечного направления. Три области вдоль горизонтального поперечного направления для тонкостенного сплава Al-5Mg и толстостенного сплава Al-5Si с большой высотой наплавки: нижняя область, 20 мм / 15 мм от подложки; средняя область, 35 мм / 45 мм от подложки; верхняя область, 60 мм / 75 мм от подложки, соответственно. Для толстостенного сплава Al-5Mg с низкой высотой наплавленного слоя: нижняя область – на расстоянии 15 мм от подложки; средняя область – 25 мм от подложки; верхняя область – 35 мм от подложки. Образцы, наплавленные с использованием различных стратегий, испытываются только в области, перпендикулярной вертикальному направлению центра сечения и поперечному направлению, параллельного центру сечения.

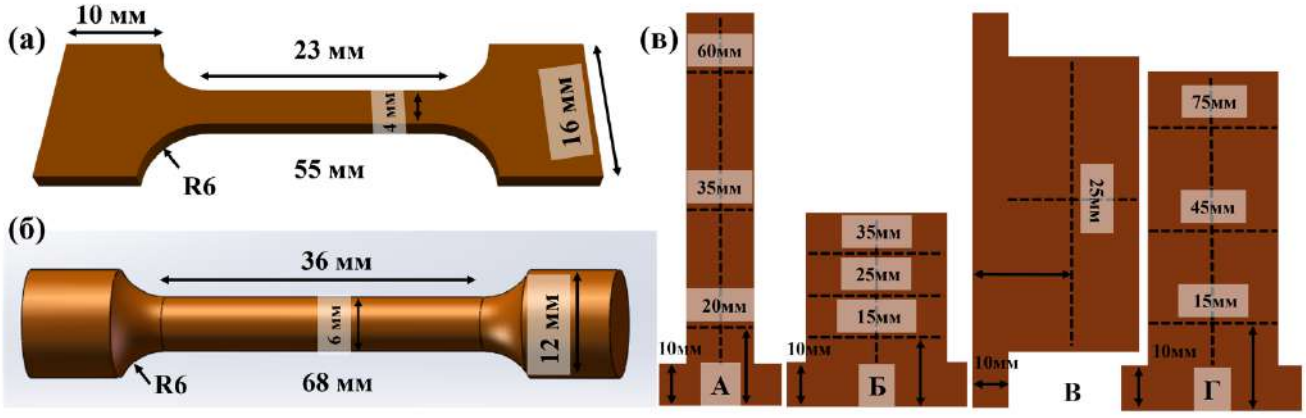
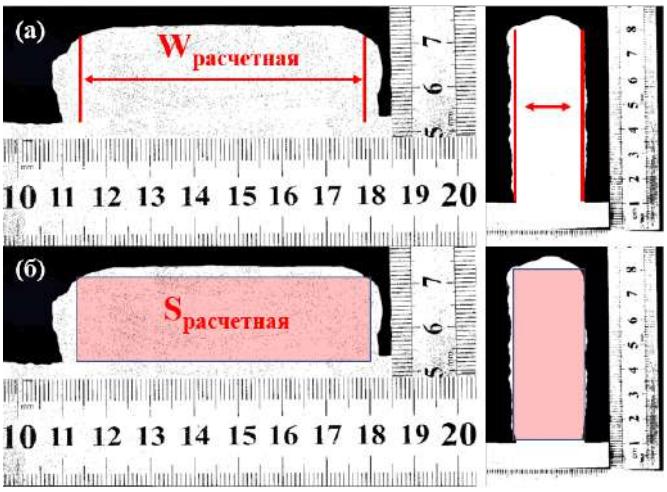


Рисунок 2.21 – Размеры образца на растяжение (а) для сплавов Al-5Mg и (б) для сплавов Al-5Si; области для измерения микротвердости в поперечном сечении заготовок (в): А и Б для сплавов Al-5Mg, В и Г для сплавов Al-5Si

Макроскопические размеры поперечного сечения образцов из алюминиевых сплавов, изготовленных с помощью WAAM-CMT, зависят от ряда факторов, включая режим дуги, количество подводимого тепла, стратегию наплавки и высоту наплавки. Для сравнения различных параметров по макроскопическому размеру сечения образца из алюминиевого сплава рассматривают продольное сечение средней части образца и определяют его размер (рисунке 2.22).



$W_{расчетная}$: расчетная ширина, мм

$S_{расчетная}$: расчетная площадь, мм^2

$S_{общ}$: общая площадь

S: коэффициент использования материала

$S = S_{расчетная} / S_{общ}$

Рисунок 2.22 – Геометрические размеры образцов из алюминиевого сплава: (а) $W_{расчетная}$ – расчетная ширина; (б) $S_{расчетная}$ – расчетная площадь

ГЛАВА 3. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ДУГИ, СКОРОСТИ ПОДАЧИ ПРОВОЛОКИ И СКОРОСТИ СВАРКИ НА МАКРОСТРУКТУРУ, МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al-5Mg, ИЗГОТОВЛЕННОГО МЕТОДАМИ WAAM-CMT

Согласно формуле расчета тепловложения, приведенной во второй главе, значение скорости подачи проволоки ($\vartheta_{пп}$) прямо пропорционально величине тепловложения, а значение скорости сварки ($\vartheta_{с}$) обратно пропорционально величине тепловложения. Кроме того, при сохранении $\vartheta_{пп}$ и $\vartheta_{с}$, изменение режима дуги с CMT-ADV на CMT и затем на CMT-P приводит к увеличению тепловой энергии. В настоящей главе представляются результаты определения влияния режима дуги, $\vartheta_{пп}$ и $\vartheta_{с}$ на структуру и механические свойства сплава Al-5Mg, изготовленного методом WAAM - CMT, результаты соответствующих исследований опубликованы в работах [111-116]. Каждый из параметров наплавки изменяется поочередно при сохранении остальных параметров без изменений (однофакторный эксперимент). Образцы сплава Al-5Mg изготавлены при различных режимах дуги, $\vartheta_{пп}$ и $\vartheta_{с}$. Структура и фазовый состав сплавов Al-5Mg, а также различия в их механических свойствах были изучены и проанализированы с помощью оборудования для испытания материалов.

3.1 Влияние режима дуги на макроструктуру, микроструктуру и механические свойства тонкостенных образцов из сплава Al-5Mg, изготовленного методом WAAM-CMT

3.1.1 Влияние режима дуги на макроструктуру тонкостенных образцов из сплава Al-5Mg

Нат рисунке 3.1.1 приведена макроструктура тонкостенных образцов из сплава Al-5Mg при различных режимах дуги. Поскольку тонкостенный образец

изготовлен путем послойного нанесения, его поверхность рельефна. Амплитуда колебаний рельефа, то есть разница в высоте между самой высокой и самой низкой точками на поверхности, напрямую связана с коэффициентом использования материала. С увеличением тепловложения плоскостность поверхности образца (т.е. степень отклонения поверхности от идеальной плоскости), а также перпендикулярность поперечного сечения образца уменьшаются. Установлено следующее соотношение тепловложения с режимом дуги (рассчитано по формуле тепловложения (1) в главе 2): CMT-P (163,312 Дж/мм) > CMT (122,944 Дж/мм) > CMT-ADV (86,112 Дж/мм). Сравнивая макроструктуру образцов из сплава Al-5Mg , изготовленных при различных режимах дуги, можно увидеть, что поверхность образцов Al-5Mg в режиме CMT является наиболее плоской и однородной (максимальный размер колебания составляет 1,34 мм), в то время как при режиме CMT-P, разность амплитуд между слоями намного выше, а плоскостность хуже (максимальный размер колебания составляет 2,15 мм). Расчетная ширина и расчетный коэффициент использования материала в поперечном сечении образца приведены в таблице 3.1. По сравнению с режимом CMT-P расчетная ширина образца Al-5Mg в режимах CMT-ADV и CMT ниже, а расчетный коэффициент использования материала выше, что составляет 13,51 мм / 87 % и 11,53 мм / 85 % соответственно. Расчетная ширина и расчетный коэффициент использования материала Al-5Mg в режиме CMT-P являются самыми большими и наименьшими - 14,17 мм / 81 % соответственно.

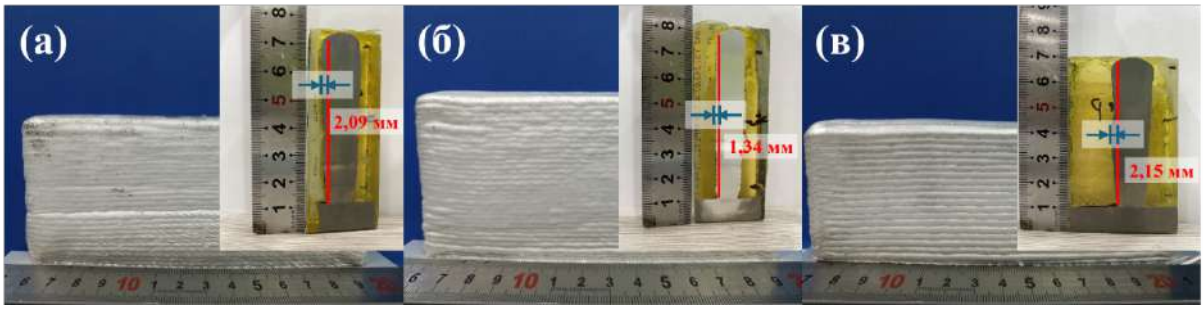


Рисунок 3.1.1 – Макроструктура тонкостенных образцов из сплава Al-5Mg при различных режимах дуги (вид поперечного сечения): (а) режим CMT-ADV; (б) режим CMT; (в) режим CMT-P

Таблица 3.1.1 – Геометрические размеры тонкостенных образцов из сплава Al-5Mg при различных режимах дуги

№ образца	Режим дуги	Коэффициент использования материала, %	Расчетная ширина, мм	Расчетная площадь, мм^2
3-1-1	CMT-ADV	87	13,51	788,98
3-1-2	CMT	85	11,53	723,85
3-1-3	CMT-P	81	14,17	793,23

3.1.2 Влияние режима дуги на микроструктуру тонкостенных образцов из сплава Al-5Mg

На рисунке 3.1.2 приведены результаты металлографического исследования образцов Al-5Mg. Благодаря послойному нанесению, граница между слоями хорошо видна на рисунке. Область границы между слоями (ГМС) и область внутри слоя (ОВС) образуются в результате повторного нагрева предыдущего наплавленного слоя в тонкостенных образцах. Поры и трещины, обнаруженные в МСО или вдоль межслойной границы, влияют на механические свойства. Длина трещин 696,154 мкм, а размер пор обычно меньше 33,535 мкм [113].

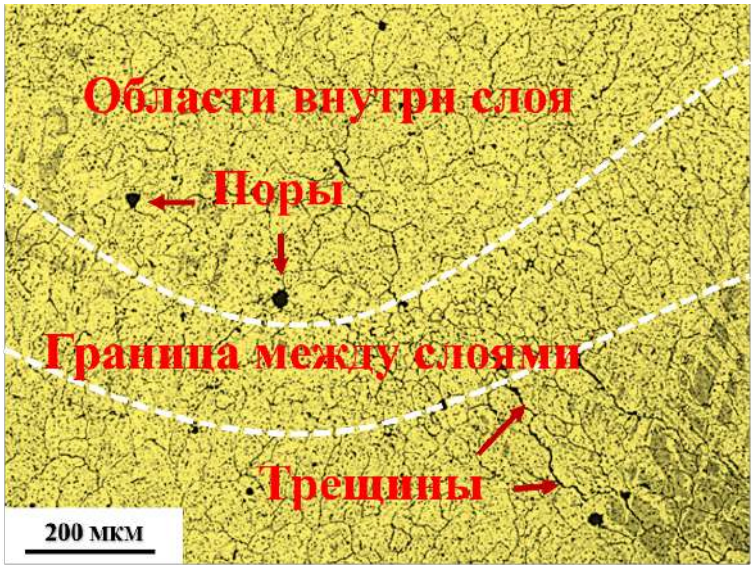


Рисунок 3.1.2 – Микроструктура поперечного сечения тонкостенного образца из сплава Al-5Mg, полученная с помощью оптической микроскопии

На рисунке 3.1.3 приведены результаты рентгеноструктурного анализа. Сравнение образцов алюминиевого сплава 3-1-1, 3-1-2 и 3-1-3, изготовленных в различных режимах дуги, показывает, что образцы Al_3Mg_2 (134) и Al_3Mg_2 (315) имеют слабые пики в режиме CMT-P, в то время как в двух других режимах они не были обнаружены. При переходе от режима CMT-ADV к режиму CMT-P интенсивность дифракционных пиков Al (200), Al (220), Al (311) и Al (222) уменьшается во всех трех режимах дуги. Однако в режиме CMT дифракционные пики Al (111) наиболее интенсивны. В этом эксперименте используется сканирующая электронная микроскопия, чтобы дополнительно проверить наличие Al_3Mg_2 в образцах, как показано на рисунке 3.1.4. В образце обнаружены включения Al_3Mg_2. Микроструктура сплава Al-5Mg в основном представляет собой механическую смесь α-фазы (Al) и β-фазы (Al_3Mg_2). Частицы β-фазы (Al_3Mg_2) распределены по границе зерен (A) или рассеяны в матрице (B) в виде точек черного цвета, в то время как α-фаза (Al) имеет серый цвет (Б) [113].

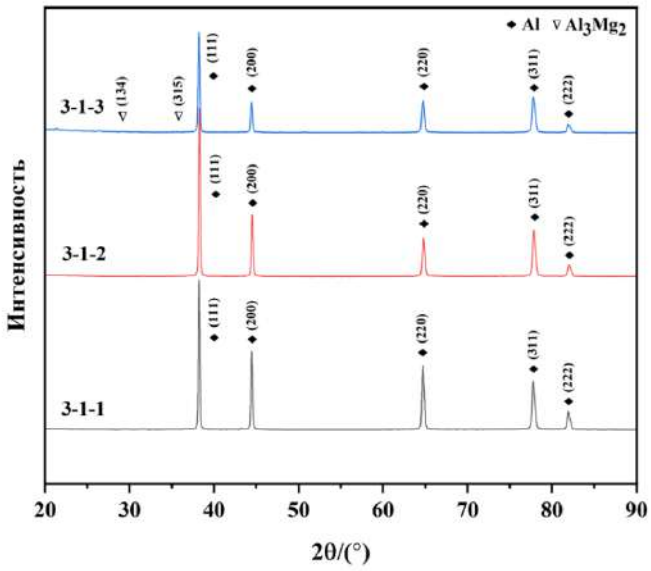


Рисунок 3.1.3 – Сравнительные дифрактограммы тонкостенных образцов из сплава Al-5Mg при различных режимах дуги: 3-1-1, режим CMT-ADV; 3-1-2, режим CMT; 3-1-3, режим CMT-P

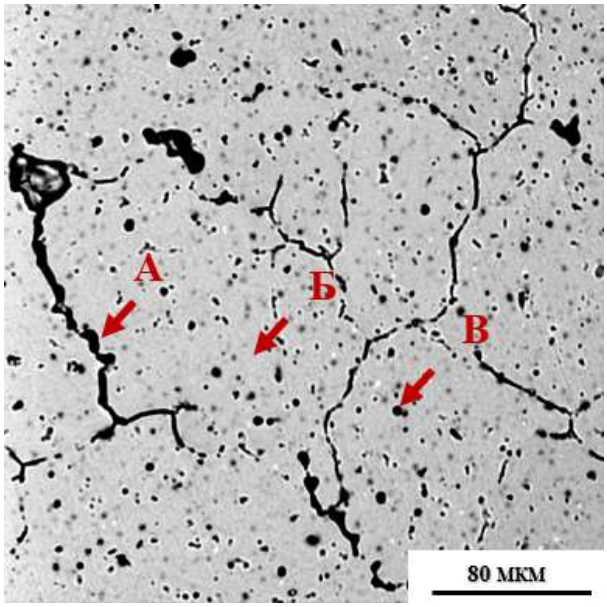


Рисунок 3.1.4 – Микроструктура поперечного сечения тонкостенного образца из сплава Al-5Mg (3-1-2, режим CMT), выявленная с помощью сканирующей электронной микроскопии

3.1.3 Влияние режима дуги на размер зерен тонкостенных образцов из сплава Al-5Mg в области границы между слоями и внутри слоя

Различия микроструктуры в области границы между слоями (ГМС) и области внутри слоя (ОВС) тонкостенного сплава Al-5Mg в зависимости от режима изготовления показаны на рисунке 3.1.5. При переходе от режимов дуги CMT-ADV, CMT на режим CMT-P тепловложение увеличивается с 86,112 до 163,312 Дж/мм. Размер зерна образцов сплава Al-5Mg увеличивается с 59,9 - 106,9 до 83,8 - 115,1 мкм в ОВС и с 31,4 - 89,4 до 58,1 - 103,9 мкм в ГМС в результате значительного тепловложения. Сплав Al-5Mg может иметь размер столбчатого зерна 111,6 мкм в режиме CMT [113].

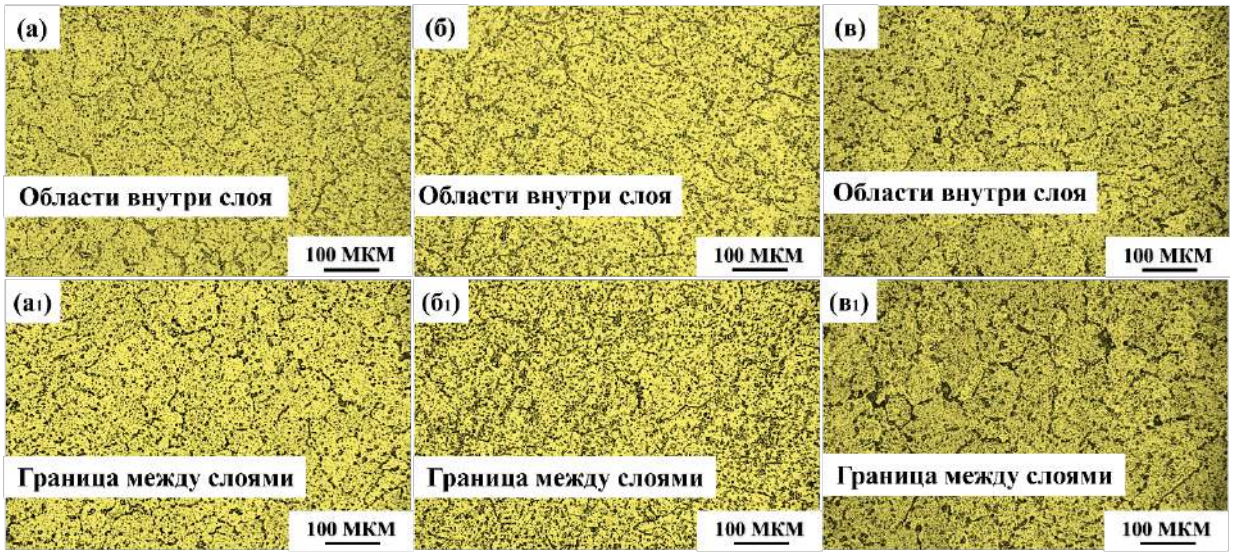


Рисунок 3.1.5 – Микроструктура тонкостенного образца из сплава Al-5Mg при различных режимах дуги: (а, $а_1$) режим CMT-ADV; (б, $б_1$) режим CMT; (в, $в_1$) режим CMT-P

Таблица 3.1.2 – Размер зерна тонкостенного образца из сплава Al-5Mg в ГМС/ОВС

№ образца	Область внутри слоя, мкм	Границы между слоями, мкм
3-1-1	59,9 - 106,9	31,4 - 89,4
3-1-2	75,9 - 111,6	54,6 - 91,3
3-1-3	83,8 - 115,1	58,1 - 103,9

3.1.4 Влияние режима дуги на микротвердость тонкостенных образцов из сплава Al-5Mg

Значения микротвердости относительно стабильны по высоте образцов при различных режимах дуги, как показано на рисунке 3.1.6. Показатели микротвердости в средней части образца ниже, чем в верхней и нижней частях. В режиме CMT-ADV микротвердость образца выше, чем в режимах CMT и CMT-P. Средние значения микротвердости вдоль вертикального направления составляют 75,71 ± 0,74 HV, 71,89 ± 0,72 HV и 70,11 ± 0,75 HV. Схожая тенденция наблюдается и для значений микротвердости вдоль горизонтального направления образца. В

режиме CMT-ADV средние значения микротвердости нижней области образца составляют 75,54 ± 0,71 HV, 73,73 ± 0,74 HV и 75,17 ± 0,72 HV соответственно. В режиме CMT микротвердость каждого участка образца ниже, чем в режиме CMT-ADV. Средние значения микротвердости в нижней, средней и верхней области составляют 75,30 ± 0,68 HV, 72,47 ± 0,69 HV и 74,92 ± 0,70 HV. Тем не менее, в режиме дуги CMT-P значения микротвердости в нижней области образца демонстрируют обратную тенденцию. Большая часть области измерения микротвердости в ГМС имеет большое количество пор, поэтому значение микротвердости ниже в верхней и средней областях образца [113-119].

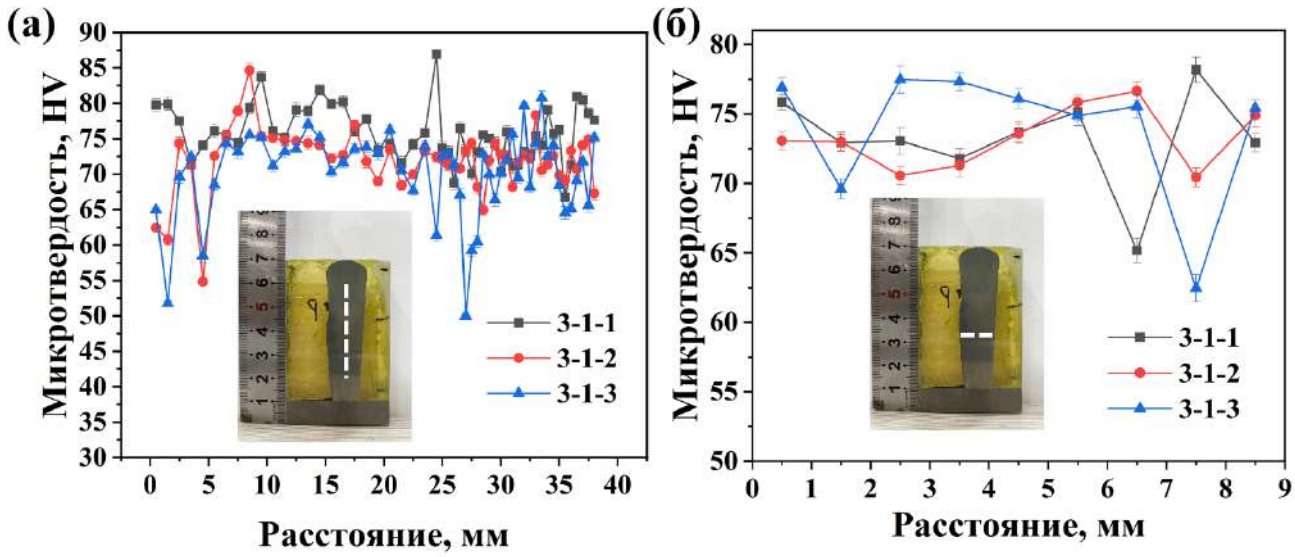


Рисунок 3.1.6 – Микротвердость тонкостенных образцов из сплава Al-5Mg, измеренная при различных режимах дуги: (а) в вертикальном направлении в центре; (б) горизонтально в середине

Таблица 3.1.3 – Средняя микротвердость тонкостенных образцов из сплава Al-5Mg в характерных областях

№ образца	Режим дуги	Средняя микротвердость в вертикальном направлении, HV	Средняя микротвердость в горизонтальном направлении, HV		
			Верхняя область	Средняя область	Нижняя область
3-1-1	CMT-ADV	75,71±0,74	75,17±0,72	73,73±0,74	75,54±0,71
3-1-2	CMT	71,89±0,72	74,92±0,70	72,47±0,69	75,30±0,68
3-1-3	CMT-P	70,11±0,75	69,78±0,73	70,69±0,78	71,77±0,71

3.1.5 Влияние режима дуги на механические свойства тонкостенных образцов из сплава Al-5Mg при растяжении

Согласно результатам механических испытаний тонкостенных образцов из сплава Al-5Mg, режим дуги с соответствующим тепловложением оказывает большое влияние на механические свойства тонкостенных образцов из сплава Al-5Mg. Значения предела прочности при растяжении (σ_B), предела текучести ($\sigma_{0,2}$) и относительного удлинения (δ) приведены в таблице 3.1.4. Механические свойства образцов из тонкостенных заготовок сплава Al-5Mg, вырезанных из областей 1 и 2 (рисунок 2.18) при различных режимах дуги отличаются: σ_B варьируются в диапазоне от 26 до 33 МПа, $\sigma_{0,2}$ от 1 до 6 МПа, δ от 8,9 до 15 %. Это свидетельствует о том, что механические свойства заготовки в области 1 значительно превосходят их значения в области 2. Механические свойства образцов, полученных в режиме CMT и вырезанных из области 1, отличаются от свойств образцов, вырезанных из той же области, но, изготовленных в режиме CMT-ADV: σ_B и $\sigma_{0,2}$ меньше на 1,06 % и 2,32 % соответственно, в то время как относительное удлинение увеличивается на 8,21 %. Интересно отметить, что по сравнению со сплавом в режиме CMT относительное удлинение сплава в режиме CMT-P улучшается примерно на 10,3 % при снижении прочности. Вид разрушения некоторых характерных образцов на

растяжение показан на рисунке 3.1.7. Поры и их размеры в области 1 меньше, чем в области 2. По-видимому, большее количество пор приводит к нестабильности механических свойств в поперечном сечении. Предыдущие исследования доказывают, что поры обычно существуют в промежуточном слое, из которого происходит поперечное разрушение образца в этой области. Кроме того, при большом увеличении поверхность разрушения всех образцов имеет вид ямок, что является типичным для вязкого разрушения.

Таблица 3.1.4 – Механические свойства тонкостенных образцов из сплава Al-5Mg

№ образца	Область 1			Область 2		
	σ_B, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	σ_B, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
3-1-1	248,2±5	110,1±5	20,7±1	215,5±3	105,6±6	11,8±0,5
3-1-2	245,6±8	107,6±7	22,4±0.6	212,5±5	101,3±4	10,6±0,4
3-1-3	235,6±3	96,4±6	24,7±0.3	209,3±5	95,6±6	9,7±0,8

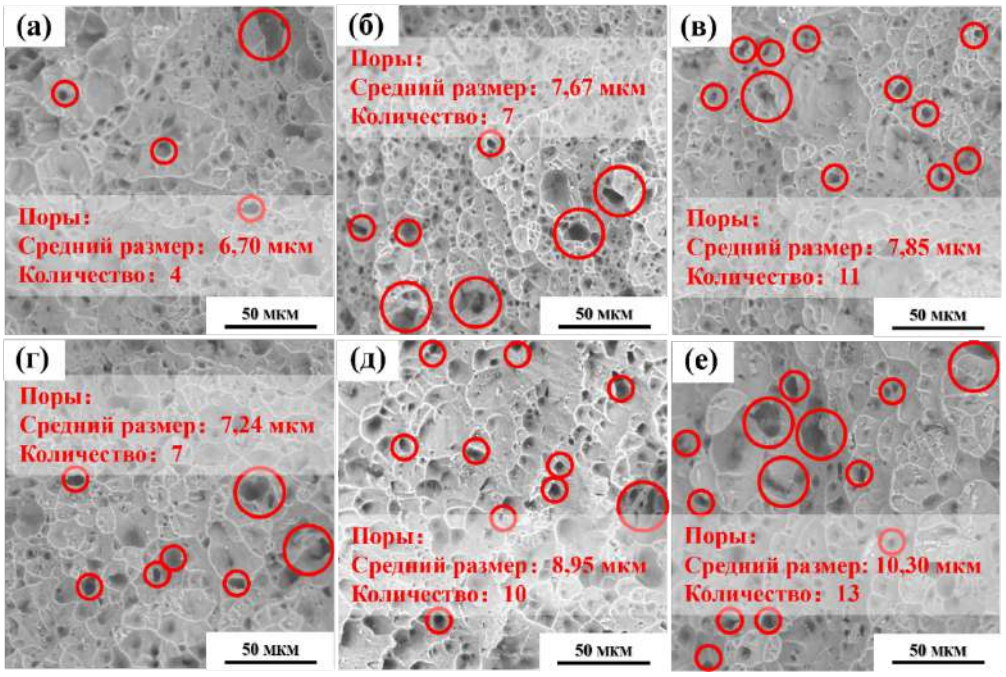


Рисунок 3.1.7 – Изображения поверхности разрушения тонкостенных образцов из сплава Al-5Mg при различных режимах дуги: (а) 3-1-1, область 1; (б) 3-1-2, область 1; (с) 3-1-3, область 1; (г) 3-1-1, область 2; (д) 3-1-2, область 2; (е) 3-1-3, область 2

3.2 Влияние скорости подачи проволоки и скорости сварки на макроструктуру, микроструктуру и механические свойства толстостенных образцов из сплава Al-5Mg, изготовленных методом WAAM-CMT

3.2.1 Влияние скорости подачи проволоки и скорости сварки на макроструктуру толстостенных образцов из сплава Al-5Mg

Как показано на рисунке 3.2.1, с увеличением $\vartheta_{пп}$ с 7,0 до 8,0 м/мин увеличивается отклонение образцов в поперечном сечении от нормали, что обусловлено соответствующим увеличением величины тепловложения с 212,352 до 242,080 Дж/мм (таблица 3.2.1). При этом амплитуда рельефа увеличивается, а плоскостность уменьшается (максимальный размер колебаний от 0,96 мм до 2,1 мм), что дополнительно указывает на то, что тепловложение оказывает большое влияние на формирование поверхности образца. Когда величина тепловложения слишком большая, это приводит к чрезмерной концентрации энергии в процессе послойного нанесения материала, его растеканию и деформации, приводящим к снижению качества формуемого образца. В то же время, как показано в таблице 3.2.1 и рисунке 3.2.1, расчетная ширина поперечного сечения образца увеличивается с увеличением $\vartheta_{пп}$ при постоянном значении $\vartheta_{с}$ = 0,6 м/мин. При увеличении $\vartheta_{пп}$ с 7,0 до 8,0 м/мин расчетная ширина поперечного сечения образца увеличивается с 26,6 до 31,7 мм, расчетный коэффициент использования материала составляет более 80 %, при $\vartheta_{пп}$ = 7,5 м/мин максимальное значение 83 %.

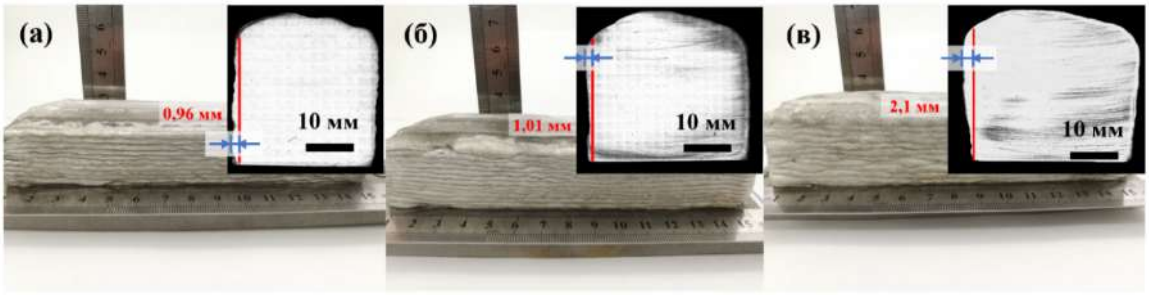


Рисунок 3.2.1 – Макроструктура толстостенного образца из сплава Al-5Mg при различных $\vartheta_{пп}$: (а) $\vartheta_{пп}$ = 7,0 м/мин; (б) $\vartheta_{пп}$ = 7,5 м/мин; (в) $\vartheta_{пп}$ = 8,0 м/мин

В соответствии с таблицей 2.2, при изменении ϑ_c с 0,7 до 0,9 м/мин, и сохранении постоянными значений $\vartheta_{пп}$ = 7,0 м/мин, тока 158 А и напряжения 16,8 В, тепловложение варьируется от 181,497 до 141,568 Дж/мм (образцы с 3-2-4 по 3-2-6). Макроструктура и внешний вид в поперечном сечении толстостенных образцов из сплава Al-5Mg, произведенных методом WAAM-CMT, показаны на рисунке 3.2.2. Плоскостность поверхности и вертикальность поперечного сечения образца увеличиваются с увеличением ϑ_c, а также значительно улучшается качество формования (максимальные значения размеров колебаний снизились на 55%). В то же время результаты измерений (таблица 3.2.1) показывают, что с увеличением ϑ_c уменьшается расчетная ширина поперечного сечения образца с 28,4 до 27,2 мм, а также – расчетная площадь с 704,3 до 647,5 мм^2. Однако расчетный коэффициент использования материала изменяется незначительно, и все его значения превышают 81 %.

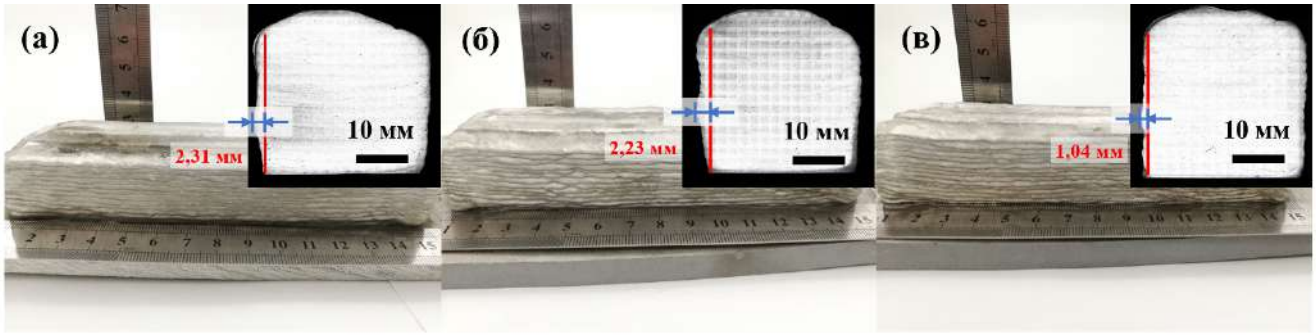


Рисунок 3.2.2 – Макроструктура толстостенного образца из сплава Al-5Mg при различных ϑ_c: (а) ϑ_c = 0,7м/мин; (б) ϑ_c = 0,8 м/мин; (в) ϑ_c = 0,9 м/мин

Таблица 3.2.1 – Геометрические размеры толстостенных образцов из сплава Al-5Mg при различных $\vartheta_{пп}$ и $\vartheta_{с}$

№ образца	Тепловложение, Дж/мм	Коэффициент использования материала, %	Расчетная ширина, мм	Расчетная площадь, мм^2
3-2-1	212,352	81	26,6	717,4
3-2-2	227,136	83	28,5	771,9
3-2-3	242,080	83	31,7	638,81
3-2-4	181,497	82	28,4	704,3
3-2-5	159,663	81	27,8	661,5
3-2-6	141,568	84	27,2	647,5

3.2.2 Влияние скорости подачи проволоки и скорости сварки на микроструктуру толстостенных образцов из сплава Al-5Mg

Результаты рентгеноструктурного анализа образцов представлены на рисунке 3.2.3. Из дифрактограмм видно, что нет четкого изменения относительной интенсивности пиков Al_3Mg_2 (134) и Al_3Mg_2 (315), что указывает на то, что Al_3Mg_2 существенно не сегрегирует и ориентация Al_3Mg_2 не претерпевает заметных изменений в образцах с 3-2-1 по 3-2-6. Кроме того, пики Al (311) имеют одинаковое положение в образцах с 3-2-1 по 3-2-3. Однако относительная интенсивность пиков Al (111) и Al (200) меняется с увеличением $\vartheta_{с}$ (в образцах 3-2-4 – 3-2-6) или увеличением $\vartheta_{пп}$ (в образцах 3-2-1 – 3-2-3). Это указывает на то, что, в то время как увеличение $\vartheta_{с}$ способствует ориентации (111), увеличение $\vartheta_{пп}$ оказывает противоположное влияние на ориентацию (200). Таким образом, все вышеперечисленные изменения ориентации кристаллитов подтверждают явную эволюцию структуры в образцах в процессе наплавки.

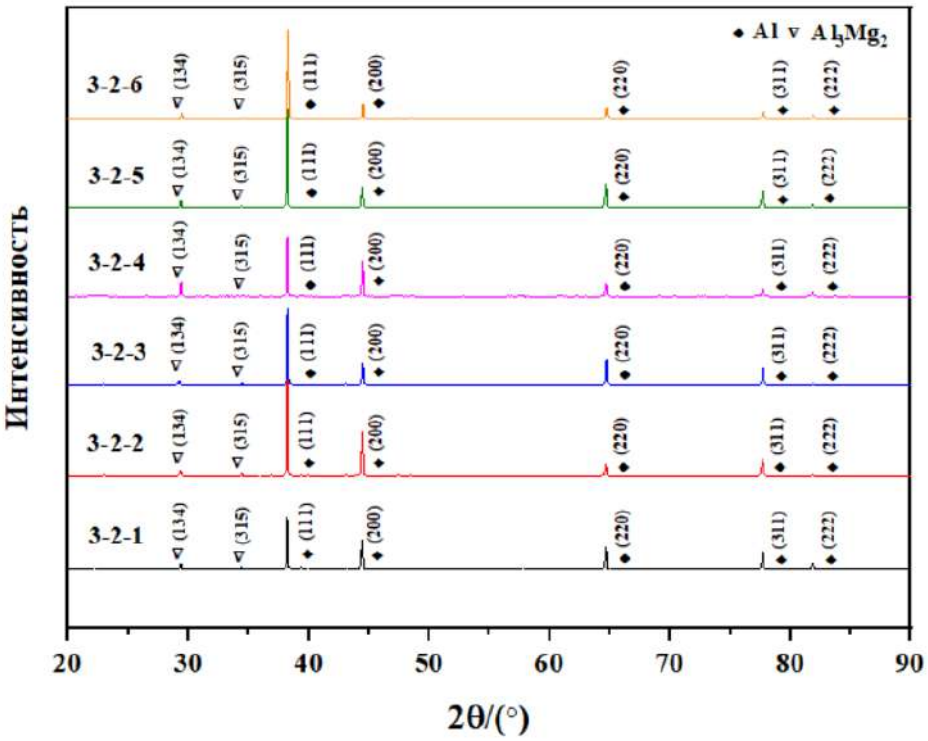


Рисунок 3.2.3 – Результаты рентгеноструктурного анализа толстостенных образцов из сплава Al-5Mg

На рисунке 3.2.4 различные области (а), ($а_1$), ($а_2$), ($а_3$) образцов сплава Al-5Mg при $\vartheta_{пп}$ = 8,0 м/мин, $\vartheta_с$ = 0,6 м/мин, приведены с увеличением 50×, 100× и 500×. Микроструктура области границы между слоями образца на рисунке 3.2.4$а_2$ в основном содержит небольшое количество мелкозернистой столбчатой структуры и большое количество неправильной равноосной зеренной структуры, в то время как на рисунках 3.2.4$а_1$ и 3.2.4$а_3$ большинство зерен в области внутри слоя имеют грубое равноосное строение, при этом небольшое количество удлиненной столбчатой зернистой структуры распределено вдоль линии границы между слоями.

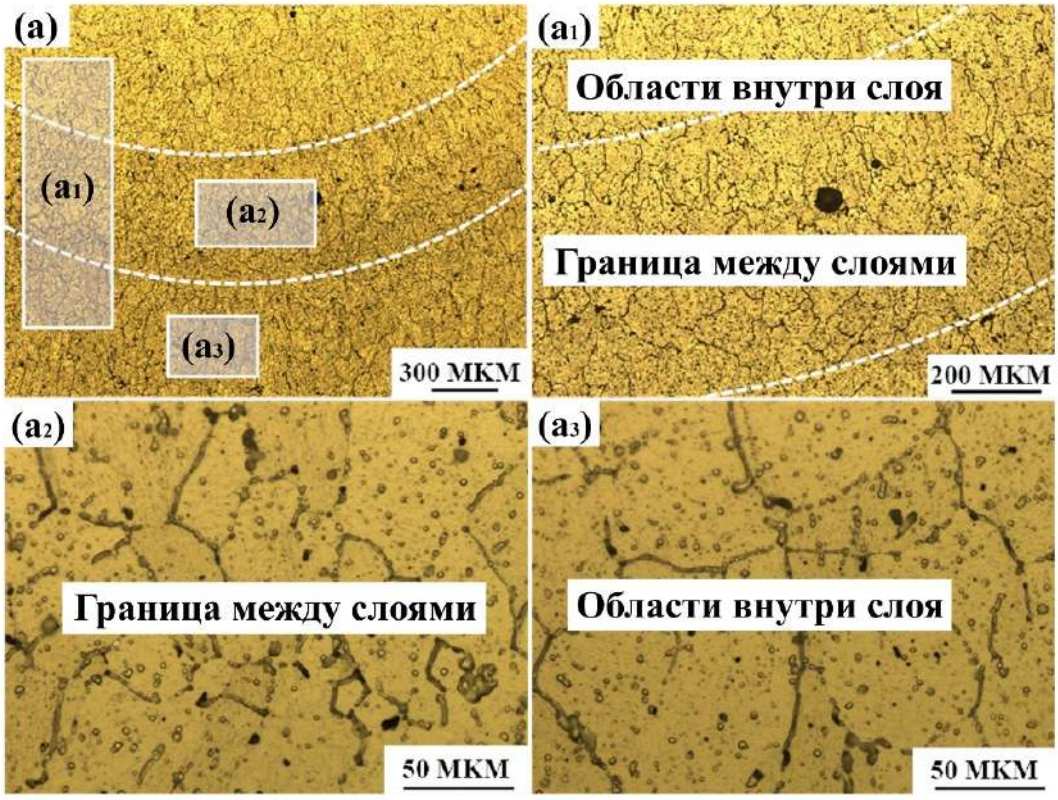


Рисунок 3.2.4 – Оптические микроструктуры области границы между слоями (a_2) и области внутреннего слоя (a_3) при $\vartheta_{пп}$ = 8,0 м/мин, $\vartheta_с$ = 0,6 м/мин

3.2.3 Влияние скорости подачи проволоки и скорости сварки на размер зерен толстостенных образцов из сплава Al-5Mg в области границы между слоями / области внутреннего слоя

Для изучения распределения размеров зерен в ГМС / ОВС образцов, наплавленных при различных $\vartheta_{пп}$ и $\vartheta_с$, подсчитывают количество зерен (таблица 3.2.2). На рисунке 3.2.5 показано, что размер зерен медленно увеличивается в диапазоне диаметров от 56,1 - 112,2 до 56,4 - 117,9 мкм в ОВС, от 47,2 - 90,4 до 50,2 - 102,5 мкм в ГМС, соответственно, по мере увеличения $\vartheta_{пп}$ с 7,0 до 8,0 м/мин и сохранении $\vartheta_с$ на уровне 0,6 м/мин. Увеличение $\vartheta_с$ с 0,7 до 0,9 м/мин (рисунок 3.2.5 г, д и е) вызывает уменьшение тепловложения в слои, что является следствием более быстрого затвердевания и охлаждения сварочной ванны, и значительно замедляет тенденцию роста зерна [120]. Размер равноосных зерен при этом

колеблется от 54,5 - 107,7 до 42,9 - 88,7 мкм в ОВС, от 43,2 - 89,3 до 37,7 - 77,6 мкм в ГМС, ширина столбчатого зерна составляет до 86,5 мкм в ОВС при ϑ_c = 0,7 м/мин. Подобное замедление скорости роста зерна из-за охлаждения сварочной ванны (увеличение ϑ_c или снижение $\vartheta_{пп}$) многими авторами упоминалось для нержавеющей стали Cr-Ni [121], сплава Ti-6Al-4V [122] и других материалов, произведенных методом WAAM.

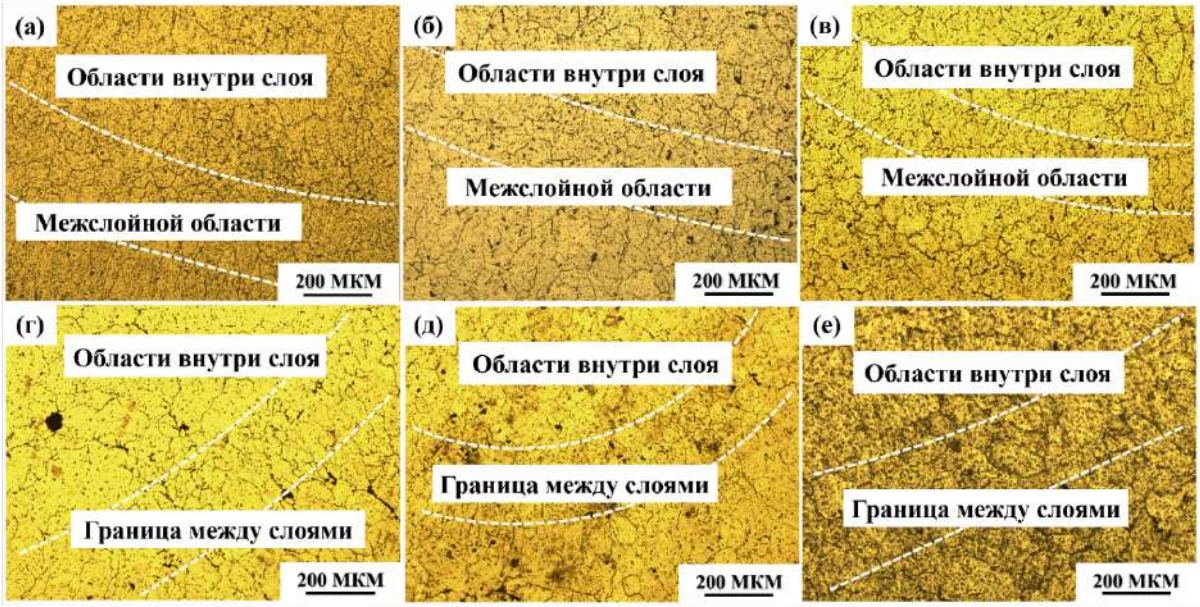


Рисунок 3.2.5 – Оптические изображения микроструктуры толстостенных образцов из сплава Al-5Mg:

(а) 3-2-1: $\vartheta_{пп}$ = 7,0 м/мин, ϑ_c = 0,6 м/мин, 212,352 Дж/м;

(б) 3-2-2: $\vartheta_{пп}$ = 7,5 м/мин, ϑ_c = 0,6 м/мин, 227,136 Дж/м;

(в) 3-2-3: $\vartheta_{пп}$ = 8,0 м/мин, ϑ_c = 0,6 м/мин, 242,080 Дж/м;

(г) 3-2-4: $\vartheta_{пп}$ = 7,0 м/мин, ϑ_c = 0,7 м/мин, 181,497 Дж/м;

(д) 3-2-5: $\vartheta_{пп}$ = 7,0 м/мин, ϑ_c = 0,8 м/мин, 159,663 Дж/м;

(е) 3-2-6: $\vartheta_{пп}$ = 7,0 м/мин, ϑ_c = 0,9 м/мин, 141,568 Дж/м

Таблица 3.2.2 – Размер зерен толстостенных образцов из сплава Al-5Mg в ГМС / ОВС

№ образца	Область внутри слоя, мкм	Границы между слоями, мкм
3-2-1	56,1 - 112,2	47,2 - 90,4
3-2-2	56,4 - 117,9	48,1 - 93,2
3-2-3	59,1 - 119,5	50,2 - 102,5
3-2-4	54,5 - 107,7	43,2 - 89,3
3-2-5	44,3 - 92,4	40,5 - 82,7
3-2-6	42,9 - 88,7	37,7 - 77,6

3.2.4 Влияние скорости подачи проволоки и скорости сварки на микротвердость толстостенных образцов из сплава Al-5Mg

Рисунок 2.21б содержит схему области, в которой проводились испытания толстостенных образцов на микротвердость. Для измерения микротвердости выбрано четыре характерных области: верхняя область (расстояние от подложки: 25 мм), средняя область (расстояние от подложки: 15 мм) и нижняя область (расстояние от подложки: 5 мм) вдоль горизонтального направления образцов, и также в вертикальном направлении образцов. Микротвердость по середине в вертикальном направлении образцов показана на рисунке 3.2.6. В образцах можно наблюдать изменение значений микротвердости с изменением высоты наплавки от подложки. Учитывая чередующееся нагревание между слоями образца, при повторном нагреве межслойного соединения легко образуются мелкие поры и трещины, что приводит к снижению микротвердости около этих дефектов. Соответственно, по мере увеличения скорости охлаждения в ГМС вокруг этой зоны формируются равноосные зерна, и увеличивается микротвердость. Аналогичные выводы о взаимосвязи микротвердости и скорости охлаждения в сталях и алюминиевых сплавах, изготовленных с помощью аддитивного производства, также были сделаны Дж.С. Зубаком и Т. Теброем [123]. В результате участки, расположенные вблизи ГМС, имеют более высокую микротвердость по сравнению с участками, удаленными от ГМС (особенно в ОВС). Результаты эксперимента

также показывают, что значения микротвердости изменяются в зависимости от $\vartheta_{пп}$ и $\vartheta_{с}$. На рисунке 3.2.5 представлены более низкая $\vartheta_{пп}$ и более высокая $\vartheta_{с}$, способствующие охлаждению сварочной ванны с образованием мелких зерен, что положительно влияет на улучшение микротвердости. При изменении $\vartheta_{пп}$ с 7,0 м/мин до 8,0 м/мин средняя микротвердость в вертикальном направлении вдоль середины образца снизилась примерно с 76,20 ± 0,71 до 70,36 ± 0,75 HV. При изменении $\vartheta_{с}$, как видно из рисунка 3.2.6б, изменение микротвердости не очень значительно (порядка 2 HV). Вдоль горизонтального направления наблюдается максимальное среднее значение микротвердости 77 HV в верхней области и 70 HV в нижней области образцов. Таким образом, можно заключить, что микротвердость образцов изменяется при изменении основных параметров наплавки, таких как $\vartheta_{пп}$ и $\vartheta_{с}$.

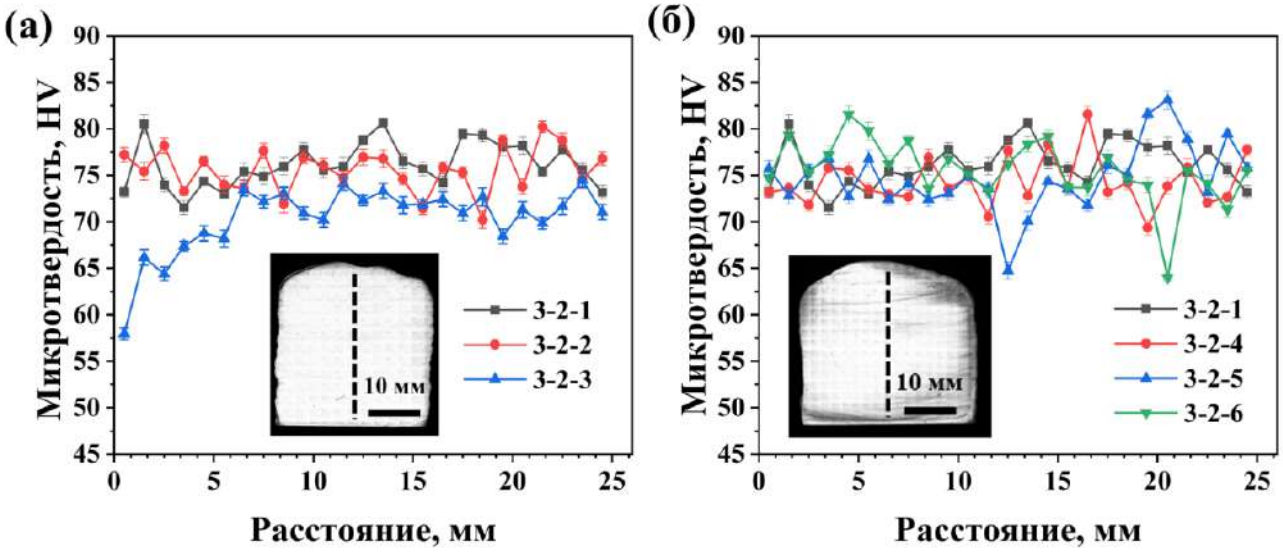


Рисунок 3.2.6 – Распределение микротвердости толстостенных образцов из сплава Al-5Mg: (а) микротвердость при различных $\vartheta_{пп}$; (б) микротвердость при различных $\vartheta_{с}$

Таблица 3.2.3 – Средняя микротвердость толстостенных образцов из сплава Al-5Mg в типичных областях

№ образца	Средняя микротвердость в вертикальном направлении, HV	Средняя микротвердость в горизонтальном направлении, HV		
		Верхняя область	Средняя область	Нижняя область
3-2-1	76,20±0,71	75,69±0,75	75,55±0,73	74,36±0,76
3-2-2	75,57±0,76	74,56±0,72	73,42±0,70	73,31±0,73
3-2-3	70,36±0,75	71,05±0,74	70,72±0,72	68,19±0,75
3-2-4	75,55±0,77	75,75±0,75	75,50±0,78	74,54±0,77
3-2-5	75,83±0,70	75,80±0,70	75,23±0,69	74,78±0,71
3-2-6	76,76±0,74	76,67±0,73	75,65±0,71	75,55±0,73

3.2.5 Влияние скорости подачи проволоки и скорости сварки на механические свойства толстостенных образцов из сплава Al-5Mg при растяжении

Измерены и сопоставлены механические свойства при растяжении образцов толстостенных сплава Al-5Mg, изготовленных методом WAAM-CMT. Влияние $\vartheta_{пп}$ и $\vartheta_{с}$ на механические свойства образцов Al-5Mg приведено в таблице 3.2.4. Из таблицы видно, что прочностные свойства имеют анизотропный характер, разница между значениями предела прочности при растяжении ($\sigma_{В}$) составляет 2 ~ 6 МПа в области 3 и области 4 (рисунок 2.19), предела текучести ($\sigma_{0,2}$) - 1 ~ 10 МПа и относительного удлинения (δ) - 0,6 ~ 2,4 %. При сравнении предела прочности образцов, изготовленных при разных $\vartheta_{пп}$ или $\vartheta_{с}$, $\sigma_{В}$ этих образцов составляет около 255 ± 5 МПа. $\sigma_{В}$ возрастает с увеличением $\vartheta_{с}$ - с 252,0 до 262,0 МПа в области 3 и с 249,0 до 259,0 МПа в области 4. Однако относительное удлинение (δ) снижается с 26,4 до 23,2 % в области 3 и с 24,4 до 21,6 % в области 4 при увеличении $\vartheta_{с}$. Кроме того, также наблюдается, что увеличение $\vartheta_{пп}$ приводит к снижению $\sigma_{В}$ на 1 ~ 3 %, снижению $\sigma_{0,2}$ на 8 ~ 10 % и увеличению относительного удлинения на 10 ~ 17 % как области 3, так и в области 4. В целом, из полученных результатов механических

испытаний на растяжение следует, что образцы из сплава Al-5Mg, изготовленного по методу WAAM-CMT, имеют лучшие характеристики, чем детали из литейного сплава Al-5Mg. Значение прочности литейного сплава 5356 составляет около σ_B - 202,35 МПа, $\sigma_{0,2}$ - 87,16 МПа, δ - 23,78 % согласно исследованиям Гао и др. [124].

Внешний вид разрушения образцов, изготовленных при различных параметрах, анализировался с помощью сканирующей электронной микроскопии образцов, вырезанных области 3 и области 4 (рисунок 3.2.7). Фрактография демонстрирует типичные характеристики вязкого разрушения, являющегося доминирующим типом разрушения и рассматриваемом как вязкий излом. Подобные характеристики разрушения наблюдаются во всех образцах, изготовленных с разными технологическими параметрами. В зависимости от различного напряженного состояния на рисунке 3.2.7 видны равноосные и вытянутые ямки, а также большое количество частиц второй фазы, распределенных внутри ямок излома. Кроме того, в изломе образцов, вырезанных из области 4, наблюдается больше пор, чем в образцах из области 3, что уменьшает механические свойства при растяжении. Из рисунка 3.2.7 ясно видно, что размер и количество ямок и пор увеличивается или уменьшается с увеличением ϑ_c или уменьшением $\vartheta_{пп}$, соответственно.

Таблица 3.2.4 – Механические свойства толстостенных образцов из сплава Al-5Mg

№ образца	Область 3			Область 4		
	σ_B, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	σ_B, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
3-2-1	257,7±5	128±3	20,2±1	252,0±6	127±4	23,6±0,6
3-2-2	253,7±7	127±1	23,1±0,5	250,3±10	126±7	24,5±1
3-2-3	251,0±4	115±7	25,6±1,2	249,5±4	115,7±8	26,2±0,8
3-2-4	252,0±8	119±4	26,4±1	249,0±6	128±3	24,4±0,6
3-2-5	257,0±3	128±3	25,2±0,8	255,0±5	130±9	23,2±0,4
3-2-6	262,0±5	131±5	23,2±0,2	259,0±7	141±5	21,6±0,5

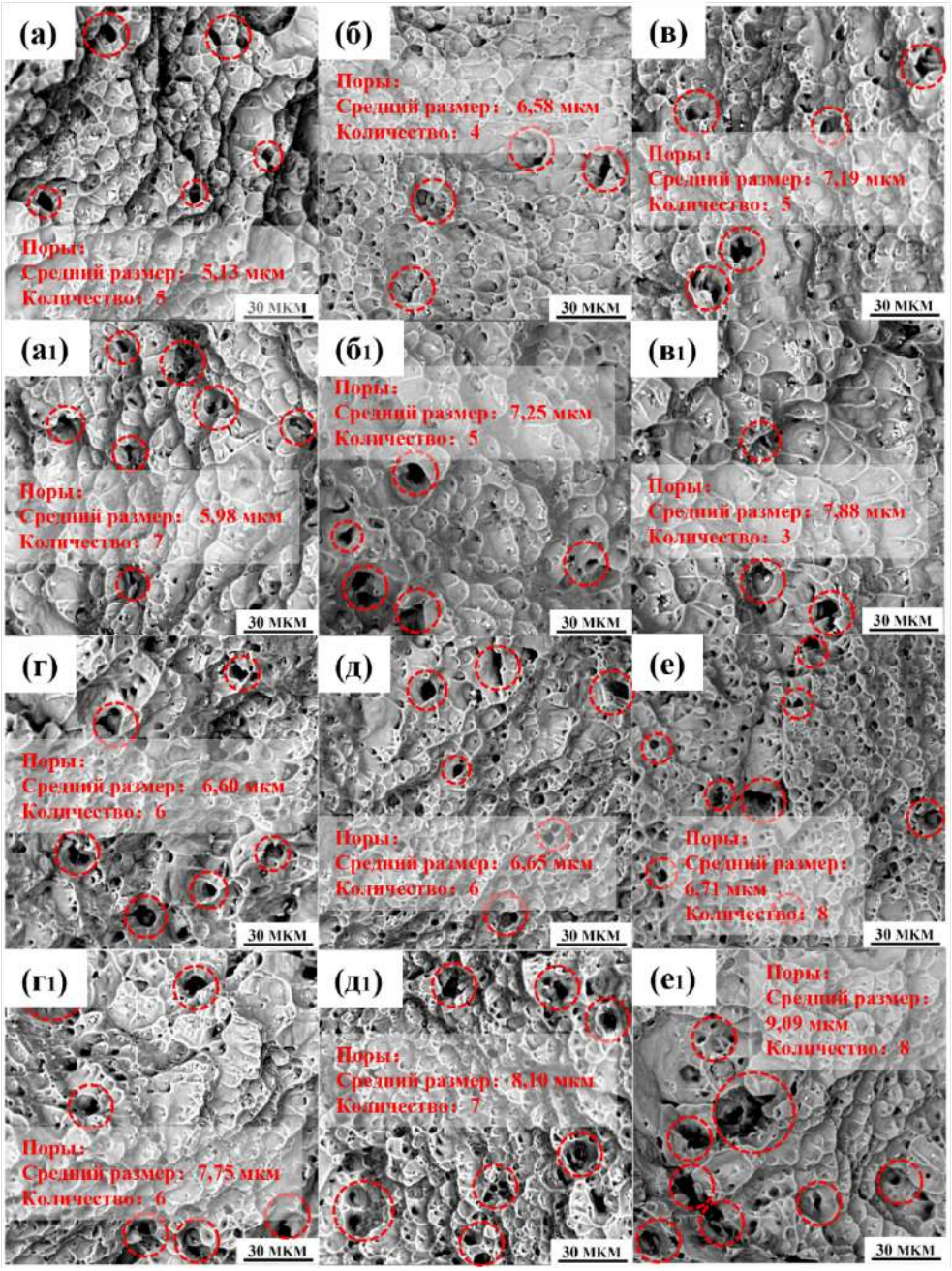


Рисунок 3.2.7 – Изображения сканирующей электронной микроскопии промежуточного положения поверхности излома для: (а) 3-2-1, область 3; (б) 3-2-2, область 3; (в) 3-2-3, область 3; ($а_1$) 3-2-1, область 4; ($б_1$) 3-2-2, область 4; ($в_1$) 3-2-3, область 4; (г) 3-2-4, область 3; (д) 3-2-5, область 3; (е) 3-2-6, область 3; ($г_1$) 3-2-4, область 4; ($д_1$) 3-2-5, область 4; ($е_1$) 3-2-6, область 4

3.3 Выводы по главе 3

1. Тепловложение в наплавляемые слои сплава Al-5Mg уменьшается в следующих случаях: при переходе от режимов CMT-P, CMT к CMT-ADV на 47,3 %, при уменьшении скорости подачи проволоки ($\vartheta_{пп}$) с 8,0 до 7,0 м/мин на 12,3 % и увеличении скорости сварки ($\vartheta_{с}$) с 0,7 до 0,9 м/мин на 21,9 %. Расчетная ширина стенки максимальна в режиме CMT-P (14,17 мм), и имеет тенденцию к увеличению с увеличением $\vartheta_{пп}$ и уменьшением $\vartheta_{с}$, расчетный максимальный размер колебаний поверхности образца уменьшается на 1,27 мм (при увеличении $\vartheta_{с}$), а также коэффициент использования материала до 87 % в режиме CMT-ADV.

2. Анализ микроструктуры образцов показал, что: во-первых, образцы имеют многослойную структуру; во-вторых, есть поры и трещины в области границы между слоями с размером пор менее 33,535 мкм и длиной трещин до 696,154 мкм. Наконец, обнаружено образование α-фазы (Al) и вторичной β-фазы (Al_3Mg_2). В то же время для различных режимов дуги, а также $\vartheta_{пп}$ и $\vartheta_{с}$, фазовый состав алюминия остается неизменным. Однако изменение этих технологических параметров приводит к изменению относительной интенсивности дифракционных пиков кристаллических поверхностей, особенно для кристаллических граней алюминия (111) и (200).

3. Изменение тепловложения при изменении режима дуги и значений $\vartheta_{пп}$ и $\vartheta_{с}$ приводит к преобразованию крупных столбчатых зерен в измельченные равноосные зерна в ОВС и ГМС.

4. Предел прочности сплава на разрыв наибольший для заготовок, полученных по режиму CMT-ADV среди трех режимов дуги. При переходе от режимов CMT-P, CMT к CMT-ADV значения предела прочности демонстрируют тенденцию к увеличению с 235,6 до 248,2 МПа в области 1 и с 209,3 до 215,5 МПа в области 2.

5. При увеличении скорости сварки с 0,7 до 0,9 м/мин или уменьшении скорости подачи проволоки с 8,0 до 7,0 м/мин при аддитивном производства сплава

Al-5Mg тепловложение снижается с 242 Дж/мм до 142 Дж/мм. Это приводит к уменьшению размеров зерен сплава в ГМС с 50,2 - 102,5 до 37,7 - 77,6 мкм, а в ОВС: с 59,1 - 119,5 до 42,9 - 88,7 мкм, что, в свою очередь, приводит к увеличению микротвердости на 6 HV, увеличению предела прочности на 4 % и увеличению предела текучести на 17,6 %.

6. Для сплава Al-5Mg, изготовленного методом WAAM-CMT, характерен ямочный излом, указывающий на пластичную природу сплава, и лучшие эксплуатационные свойства по сравнению с литейным сплавом 5356.

7. Исходя из фрактографического исследования поверхностей разрушения, установлено, что сплав Al-5Mg, независимо от режима наплавки, проявляет вязкий механизм разрушения. Наблюдение за поверхностями разрушения указывает на то, что увеличение количества и размера пор является значимым фактором, способствующим снижению механических свойств материала.

ГЛАВА 4. ВЛИЯНИЕ СТРАТЕГИЙ НАПЛАВКИ И ВЫСОТЫ НАПЛАВКИ НА МАКРОСТРУКТУРУ, МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al-5Si, ИЗГОТОВЛЕННОГО МЕТОДОМ WAAM-CMT

В технологии WAAM-CMT стратегия наплавки является важным фактором, от которого зависит качество выращенных изделий. Применение различных стратегии наплавки влияет на накопление тепла в изделиях, что оказывает влияние на структуру и эксплуатационные характеристики изделий. В третьей главе показано влияние режима дуги, скорости подачи проволоки и скорости сварки на макроструктуру, микроструктуру и механические свойства сплава Al-5Mg, изготовленного методом WAAM-CMT. В настоящей главе изучается влияние трех стратегий наплавки Линии 90°, СЛ 90° и Линии 45°, а также высоты наплавки на формируемую структуру и механические свойства сплава Al-5Si в режиме CMT. Структура и фазовый состав анализировались с помощью оптической и сканирующей электронной микроскопии. Поскольку микроструктура нанесенных сплав представляет собой сложное сочетание дендритных и равноосных зерен, для лучшего описания влияния стратегии наплавки на средний размер зерна сплавов применялось два метода: EBSD анализ и металлографический анализ. Примененные методы дополняют друг друга, поскольку в первом случае рассчитывается средний размер зерна вне зависимости от дендритного или равноосного строения зерен, а во втором – эта особенность учитывается. Помимо анализа микроструктуры в работе представлены результаты механических свойств и проведен их анализ. Результаты опубликованы в работах [125-132].

4.1 Влияние стратегий наплавки на макроструктуру, микроструктуру и механические свойства толстостенных образцов из сплава Al-5Si, изготовленных методом WAAM-CMT

4.1.1 Влияние стратегий наплавки на макроструктуру толстостенных образцов из сплава Al-5Si

Предыдущие экспериментальные результаты показали, что плоскостность наплавленного образца Al-5Mg зависит от величины тепловложения, изменяемого через регулирование режимом дуги, ϑпп и ϑс во время процесса WAAM-CMT. В данной главе исследуется влияние стратегии наплавки на микроструктуру и механические свойства алюминиевых сплавов.

Было показано, что при постоянных значениях ϑс = 0,6 м/мин и ϑпп = 5,5 м/мин и в режиме CMT, но различных стратегиях наплавки, плоскостность поверхности образца значительно отличается. Наилучшая плоскостность достигается при стратегии Линия 45º (максимальный размер колебания составляет 2,90 мм), в то время как в случае использования стратегии Линия 90º (максимальный размер колебания составляет 5,18 мм) поверхность образца Al-5Si характеризуется большой амплитудой рельефа. Это показывает, что неправильный выбор стратегии наплавки приводит к чрезмерной концентрации энергии во время послойного нанесения материалов, что приводит к наплывам, деформированию и снижению качества образца из сплава Al-5Si.

В то же время, как показано на рисунке 4.1.1 и в таблице 4.1.1, при стратегии Линия 90º расчетная ширина поперечного сечения образца составляет 31,7 мм. Расчетный коэффициент использования материала поперечного сечения образца составляет 83 %, расчетная ширина поперечного сечения образца изменяется на 26,6 мм с расчетным коэффициентом использования материала 81 %, при использовании стратегии Линия 45º. Таким образом, стратегия наплавки непосредственно влияет на расход материала.

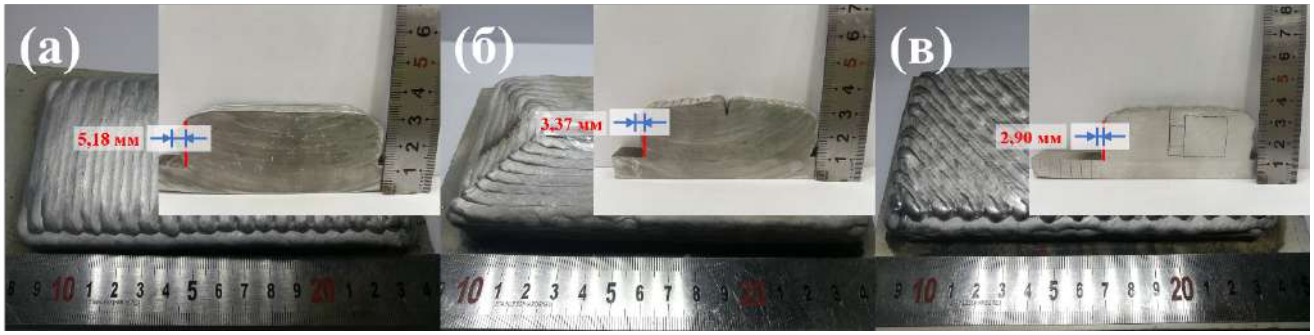


Рисунок 4.11 – Макроструктура сплава Al-5Si при различных стратегиях наплавки (внешний вид поперечного сечения): (а) 4-1-1, Линия 90º; (б) 4-1-2, СЛ 90º; (в) 4-1-3, Линия 45º

Таблица 4.1.1 Геометрические размеры сплава Al-5Si, изготовленного с использованием различных стратегий наплавки

№ образца	Стратегия наплавки	Коэффициент использования материала, %	Расчетная ширина, мм	Расчетная площадь, мм^2
4-1-1	Линия 90°	83	31,7	638,81
4-1-2	СЛ 90°	83	28,5	771,9
4-1-3	Линия 45°	81	26,6	717,4

4.1.2 Размеры наплавленных слоев, полученных с использованием трех стратегий наплавки

Размеры нанесенного слоя, изготовленного с использованием различных стратегий нанесения, приведены на рисунке 4.1.2. Среднее значение ширины валика центрального слоя (Ш) колеблется примерно от 6,97 до 7,55 мм, но размер высоты валика (В) центрального слоя отличается незначительно. Образцы, наплавленные с использованием стратегии Линия 90°, имеют наибольшую ширину валика центрального слоя.

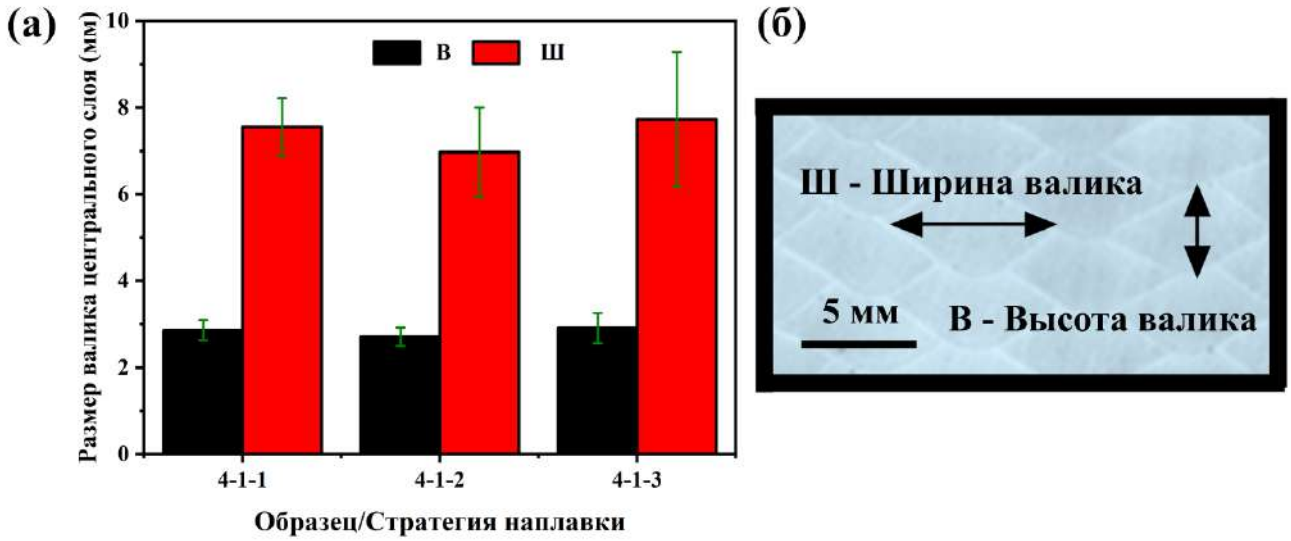


Рисунок 4.1.2 – Средний размер валика центрального слоя: (а) 4-1-1, Линия 90º; 4-1-2, СЛ90º; 4-1-3, Линия 45º; (б) Пример измерения размеров: В – высота валика, мм; Ш – ширина валика, мм

4.1.3 Влияние стратегий наплавки на микроструктуру толстостенных образцов из сплава Al-5Si

Основываясь на данных рентгеноструктурного анализа, представленного на рисунке 4.1.3, основными фазами в образцах, изготовленных методом WAAM-CMT с различными стратегиями наплавки, являются фаза α-Al, фаза Si и интерметаллическая фаза Al_9Si [133]. Новые дифракционные пики, принадлежащие другим фазам (отличным от упомянутых выше), не обнаруживаются после наплавки с использованием различных стратегий наплавки, что указывает на то, что фазовые превращения не происходят во время процесса WAAM-CMT. Более того, четкие различия между тремя состояниями можно было увидеть на фазе α-Al. Во всех образцах наблюдается довольно сильный пик (111) основной кристаллографической ориентации, интенсивность которого увеличивается при изменении стратегии наплавки с Линии 45º на Линию 90º, хотя в образцах, изготовленных по стратегии СЛ 90º, кристаллиты фазы Al ориентированы преимущественно вдоль плоскости (200). Небольшие вариации

интенсивности другой фазы α-Al указывают на то, что процентная доля этой конкретной ориентации варьируется от одной к другой, что объясняется изменением стратегий наплавки. Сделан вывод о том, что на поворот плоскости решетки в образцах влияют стратегии наплавки.

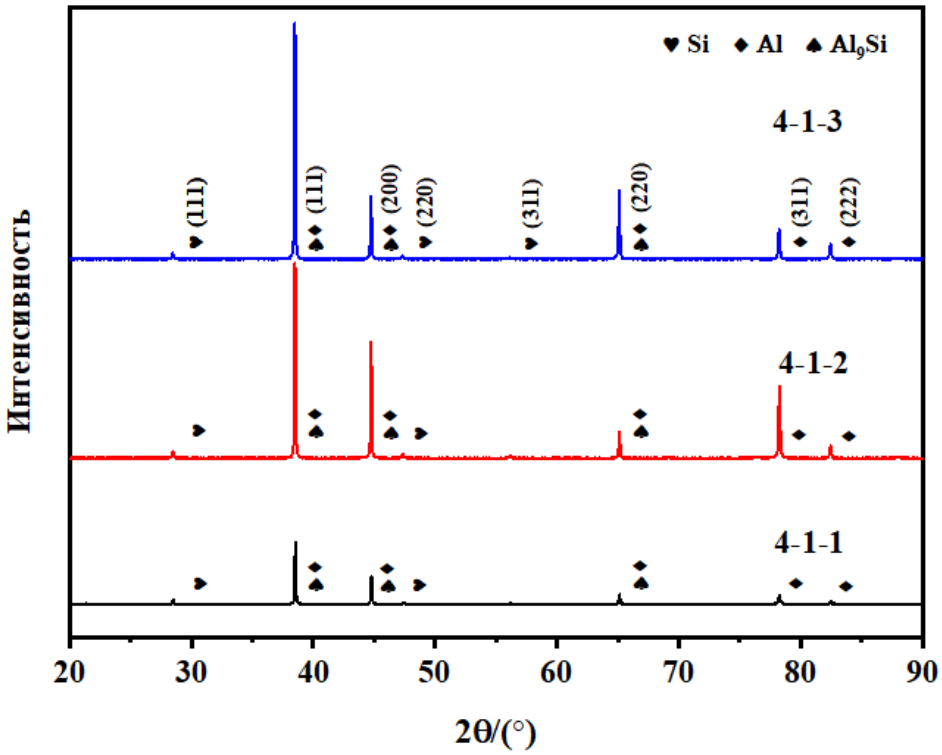


Рисунок 4.1.3 – Результаты рентгеноструктурного анализа сплава Al-5Si

Известно, что наиболее важными переменными затвердевания являются температурный градиент (G) и скорость кристаллизации (R). Более того, параметр G×R (представляющий скорость охлаждения) определяет измельченность микроструктуры, где с увеличением G×R ожидается последовательное формирование более мелкозернистых структур [134-135]. Скорость охлаждения изменяется в зависимости от стратегии наплавки при WAAM-CMT, что оказывает влияние на размеры микроструктур.

В полученных образцах Al-5Si в областях внутри слоя (рисунок 4.1.5) в основном наблюдается столбчатая дендритная и несколько равноосная морфология, а микроструктура является отчетливой и неоднородной. При использовании стратегии Линия 45º формируется равноосная фаза α-Al, а фаза Si распределяется

по границам зерен с волокнистой морфологией, в то время как некоторая дендритная структура остается в микроструктуре. При использовании стратегии Линия 90° фаза Si модифицируется в основном до иглообразной или столбчатой формы. Образцы, изготовленные по стратегии СЛ 90º, имеют промежуточную структуру [136-137].

В зависимости от применения той или иной стратегии наплавления может возникнуть разница в размере зерен и механических свойствах образцов после нанесения. Использован 3D-измерительный лазерный микроскоп (OLYMPUS-OLS40-CB) с программным обеспечением для расстояния между вторичными осями дендритов и длины ячеистых зерен (рисунок 4.1.4б). Анализ скорости охлаждения образцов, полученных с помощью трех стратегий наплавки, проводился путем измерения размера междендритного расстояния или длины ячеистых зерен (измеряется как [138]). Средний размер структурных составляющих (d) впоследствии вычисляется с использованием уравнения (1), и характерная скорость охлаждения может быть выражена эмпирической формулой уравнение (2). Уравнения (1) и (2) приводятся ниже:

$$d = \frac{L_s N_c + L_c N_s}{2 N_c N_s} \qquad (1)$$

$$R = \left(\frac{d}{B}\right)^{\frac{-1}{n}} \qquad (2)$$

где L_s – длина дендрита в мкм и N_s – количество промежутков между осями дендритов, L_c – длина ячеистых зерен и N_c – количество ячеистых зерен, R – скорость охлаждения (K/c), а для сплава Al-5Si константы B и n составляют 50 мм $(K/c)^n$ и 0,33 [139], соответственно, и определяются материалом и процессом. Кроме того, существует различие между размером междендритного расстояния или размерами ячеистых зерен в зависимости от стратегии наплавки. Результаты количественного анализа размера междендритного расстояния или ячеистых зерен приведены на рисунке 4.1.4а, который показывает, что средний размер ячеистых зерен составляет около 12,34 мкм в образцах, изготовленных с использованием стратегии Линия 90°, 9,84 мкм при стратегии СЛ 90° и 9,23 мкм при стратегии

Линия 45°. Рассчитанные по уравнениям (1) и (2) значения скоростей охлаждения составляют: стратегии Линия 45° - 179,37 К/с, стратегии СЛ 90° - 161,55 К/с и стратегии Линия 90° - 69,92 К/с, намного выше, чем скорость охлаждения при обычном процессе литья [138].

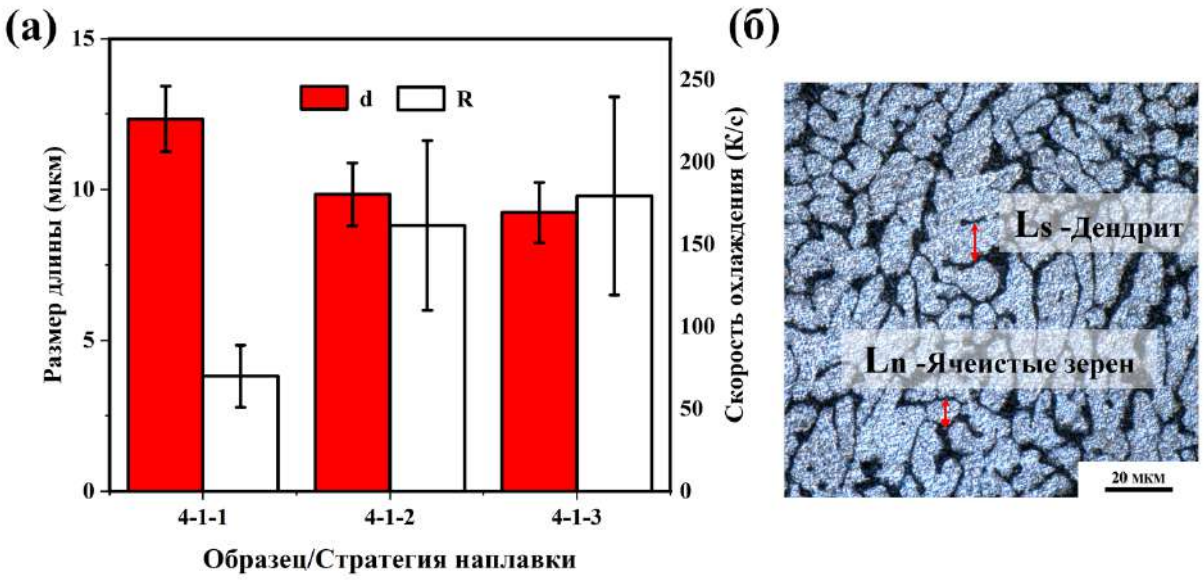


Рисунок 4.1.4 – Изменение среднего размера (d) и скорости охлаждения (R) для сплава Al-5Si с соответствующей стратегией наплавки

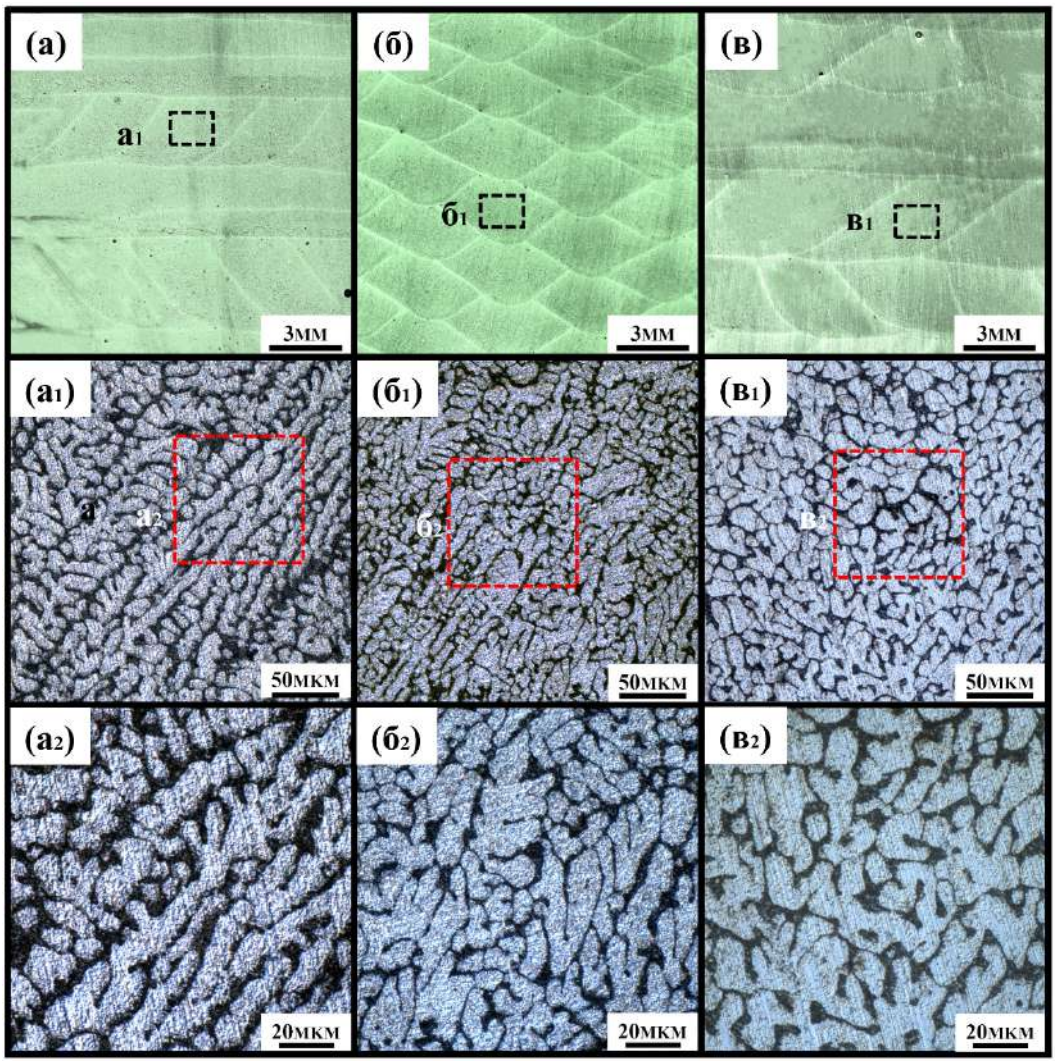


Рисунок 4.1.5 – Макрография и микрофотография сплавов Al-5Si, изготовленных с использованием различных стратегий наплавки: (а, $а_1$, $а_2$) 4-1-1, Линия 90°; (б, $б_1$, $б_2$) 4-1-2, CL 90°; (в, $в_1$, $в_2$) 4-1-3, Линия 45°

4.1.4 Влияние стратегий наплавки на размер зерен толстостенных образцов из сплава Al-5Si

Для изучения влияния стратегий наплавки на размер зерен сплава Al-5Si был рассчитан размер зерен. На рисунке 4.1.6 $а_1$, $б_1$ и $в_1$ показаны слои образцов сплава Al-5Si, наплавленные с использованием стратегий наплавки Линия 90º, СЛ 90º и Линия 45º, соответственно. Средний размер зерна образцов сплава Al-5Si составляет 62,62 мкм, 52,86 мкм, 43,04 мкм, соответственно. Результаты показывают, что при сохранении всех параметров процесса неизменными,

применение различных стратегий наплавки приводит к различному тепловложению в слои, а при изменении стратегии наплавки с Линии 90º на Линию 45º скорость затвердевания и охлаждения сварочной ванны увеличивается. Высокая скорость охлаждения замедляет тенденцию к росту зерен в образцах. Когда в качестве стратегии наплавки применяется Линия 45º, зерна имеют наименьший размер. Образцы, наплавленные при помощи стратегий Линия 90º, СЛ 45º и Линия 45º, демонстрируют морфологические различия из-за соответствующего направления наплавки и термического цикла. Помимо морфологических различий в наплавке микроструктура в обработанном материале, по-видимому, подверглась рекристаллизации. Для дальнейшего изучения микроструктурных изменений, происходящих в ГМС / ОВС во время процесса, изготовленного методом WAAM-CMT, используется метод ДОРЭ для исследования микроструктурных особенностей как видно по полюсным фигурам (100) на рисунке 4.1.6, равноосные зерна, появляющиеся вдоль ГМС, удлинены в соседних ОВС (рисунок 4.1.6$а_1$, $б_1$, $в_1$), и динамическая рекристаллизация с различной степенью происходит во всех наплавленных образцах. На рисунке 4.1.6 $а_3$, $б_3$ и $в_3$ приведены значения среднего размера зерна для образцов, полученных с различной стратегией наплавки. Размер зерен увеличивается обратно пропорционально значениям скорости охлаждения, показанным рисунк 4.1.4а. Мелкое зерно образуется в результате довольно высоких скоростей охлаждения. Помимо этого, с увеличением скорости охлаждения, возрастает степень беспорядка зерен, что свидетельствует о том, что во время наплавки и связанными с этим термическими циклами нагрева и охлаждения происходит динамическая рекристаллизация с зарождением и ростом новых зерен. Распределение и количественная доля рекристаллизованных зерен (синий цвет), субструктурированных (желтый цвет) и деформированных (красный цвет) приведены на рисунке 4.1.6$а_2$, $б_2$ и $в_2$. В процессе наплавки по стратегии Линия 90° скорость охлаждения составляет 69,92 К/с, что обеспечивает достаточно времени для восстановления и рекристаллизации, а соотношение рекристаллизованных

зерен достигает 71 %. Высокая скорость охлаждения 179,37 К/с, достигаемая при использовании стратегии Линия 45° приводит к тому, что многие зерна вовремя не переходят к рекристаллизации, что увеличивает количество субструктурированных зерен (до 59 %) и деформированных зерен (1 %) из-за короткой продолжительности воздействия высокой температуры (таблица 4.1.2).

На рисунке 4.1.7 показана относительная частота углов разориентации всех образцов, где зона зеленого цвета показывает малоугловые границы зерен (МГЗ, h < 15°), а черные линии – большеугловые границы зерен (БГЗ, h > 15°). Доля большеугловых границ существенно выше, чем малоугловых во всех образцах за исключением образцов, полученных в результате использования стратегии Линия 45°. Средний угол разориентации большеугловых границ незначительно снижается в наплавленных образцах от Линии 90° и СЛ 90° к стратегии Линии 45°, доля малоугловых границ увеличивается с увеличением скорости охлаждения. Этот результат дополнительно доказывает наличие частичной рекристаллизации и то, что доля рекристаллизованных зерен уменьшается с увеличением скорости охлаждения во время процесса WAAM-CMT.

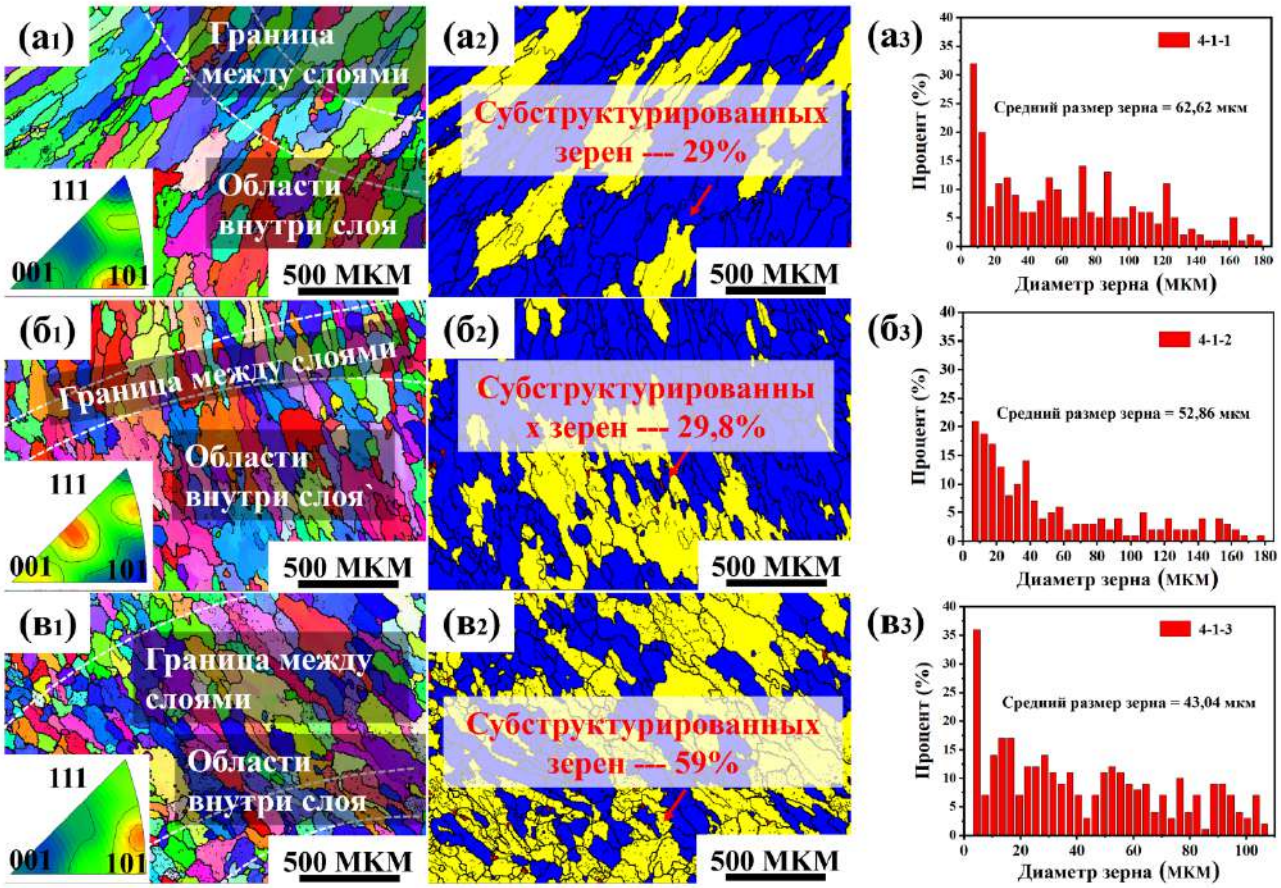


Рисунок 4.1.6 – Анализ методом ДОРЭ микроструктуры Al-5Si: ($а_1$, $а_2$, $а_3$) 4-1-1, Линия 90°; ($б_1$, $б_2$, $б_3$) 4-1-2, СЛ 90°; ($в_1$, $в_2$, $в_3$) 4-1-3, Линия 45°

Таблица 4.1.2 – Микроструктурные характеристики сплавов Al-5Si

№ образца	Стратегии наплавки	Степень рекристаллизации, %	Субструктура, %	Деформация зерен, %
4-1-1	Линия 90°	71	29	-
4-1-2	СЛ 90°	69,55	29,8	0,7
4-1-3	Линия 45°	40	59	1

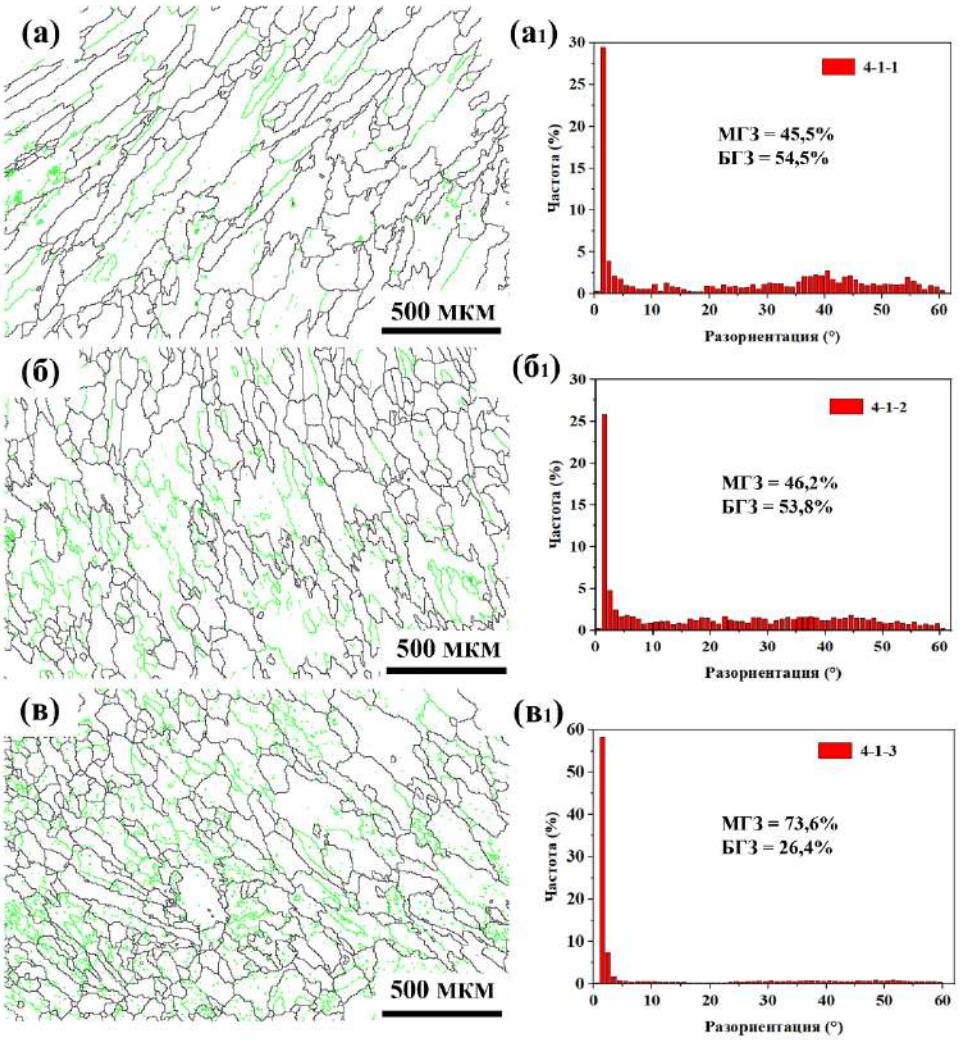


Рисунок 4.1.7 – Изображение БГЗ и МГЗ в образцах сплава Al-5Si: (а, $а_1$) 4-1-1, Линия 90°; (б, $б_1$) 4-1-2, СЛ 90°, (в, $в_1$) 4-1-3, Линия 45°

4.1.5 Влияние стратегий наплавки на микротвердость толстостенных образцов из сплава Al-5Si

Рисунок 4.1.8 показывает распределение микротвердости образцов в различных режимах обработки. Испытание проводилось по траектории, показанной пунктирной линией на рисунке 2.21в. Вдоль вертикальной линии в поперечном сечении образцов среднее значение микротвердости составляет 55,7 ± 0,64 HV при использовании стратегии наплавки Линия 45°, 51,7 ± 0,60 HV – при СЛ 90° и 48,8 ± 0,64 HV – при Линия 90°. По сравнению со средним значением микротвердости образца, наплавленного по стратегии Линия 90°, это значение

увеличивается на 14,1 % при использовании стратегии наплавки Линия 45º. Можно сделать вывод, что изменение стратегии наплавки может существенно влиять на микротвердость сплава Al-5Si, изготовленного методом WAAM-CMT. На рисунке 4.1.8а показано, что микротвердость распределена неравномерно вдоль горизонтального направления в поперечном сечении образцов, это может быть связано с тем, что размер зерна в межслойных областях меньше, чем во внутрислойных областях (рисунок 4.1.8а$_1$, а$_2$). А по сравнению с серединой образца, вдоль вертикальной линии в областях, прилегающих к подложке и к верхнему краю образца, значения микротвердости образцов как в ОВС, так и в ГМС выше, что связано с теплопроводностью среды, вследствие чего образец в этой области испытывает более высокую скорость охлаждения и получает образование более мелких зерен (рисунок 4.1.8б$_1$, б$_2$). В то время как наличие пор приводит к снижению значений микротвердости, мелкие зерна увеличивают эти значения, особенно в ГМС.

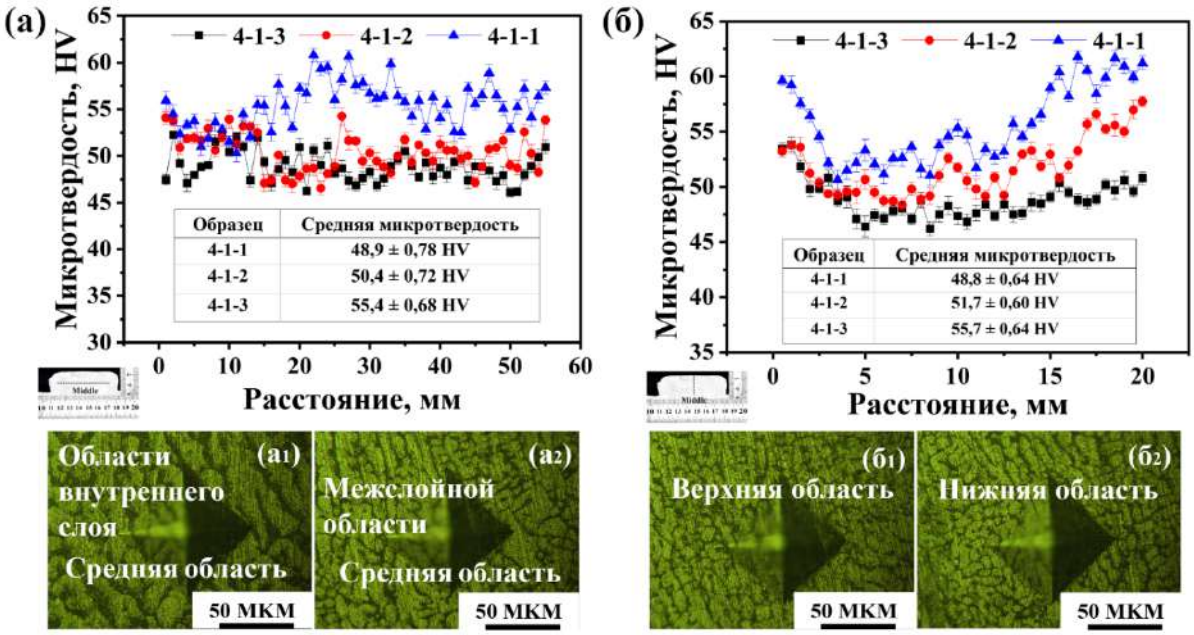


Рисунок 4.1.8 – Распределение микротвердости сплава Al-5Si: (а) вдоль горизонтального направления, Линия 45°, в ГМС (а$_1$) и ОВС (а$_2$), (б) вдоль вертикального направления, Линия 45°, в нижней (б$_1$) и верхней (б$_2$) областях

4.1.6 Влияние стратегий наплавки на механические свойства толстостенных образцов из сплава Al-5Si при растяжении

Результаты, полученные в ходе микроструктурных исследований, показывают, что три стратегии наплавки с соответствующими скоростями охлаждения приводят к различиям в морфологии Si, микроструктуре и значениях микротвердости. Кроме того, исследования показывают, что повышенное присутствие фазы (111) α-Al [140], малоугловых границ зерен, субструктурированных зерен [141-142] и преимущественно волокнистой морфологии фазы Si [143] в процессах с чрезвычайно высокой скоростью охлаждения способствует улучшению механических свойств образцов, изготовленных методом WAAM-CMT.

На рисунке 4.1.9 приведены результаты механических испытаний по определению предела прочности при растяжении (σ_B), предела текучести ($\sigma_{0,2}$) и относительного удлинения (δ) образцов, вырезанных из областей 5 и 6 (рисунок 2.20а). По сравнению с образцами, изготовленными по стратегии Линия 90° (σ_B ~ 205,2 МПа, $\sigma_{0,2}$ ~ 132,1 МПа, δ ~ 11,6 %), образцы, наплавленные с использованием стратегии Линия 45°, демонстрируют повышенную прочность, но меньшую относительную удлинение (σ_B ~ 223,2 МПа, $\sigma_{0,2}$ ~ 141,8 МПа, δ ~ 10,6 %), благодаря меньшему размеру зерна из-за более высокой скорости охлаждения. Кроме этого, более высокие значения σ_B, $\sigma_{0,2}$ и более низкие δ наблюдаются в образцах, вырезанных области 5, по сравнению с образцами, вырезанными из области 6.

На рисунке 4.1.10 приведены фрактограммы поверхностей разрушения образцов при растяжении, подтверждающие наличие ямочных изломов, что основным механизмом разрушения в образцах является вязкий механизм деформации. На образцах, вырезанных в области 6 заготовок, полученных с различными стратегиями наплавки, можно наблюдать наличие крупных частиц второй фазы (Al_9Si) внутри ямок, а также большее количество пор (рисунок 4.1.9 $а_1$, $б_1$, $в_1$).

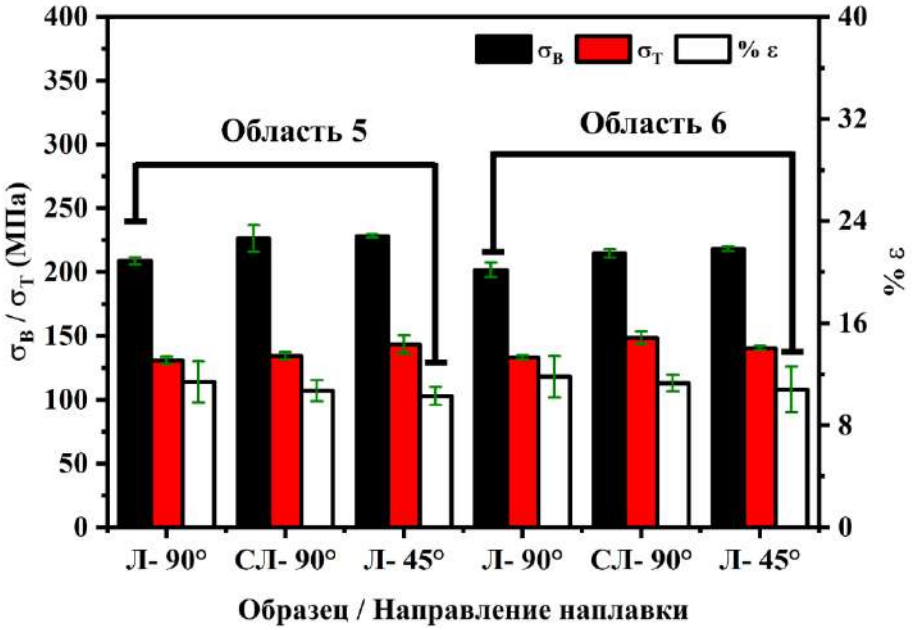


Рисунок 4.1.9 – Механические свойства, полученные при растяжении, сплава Al-5Si по различным стратегиям наплавки (4-1-1, Линия 90°; 4-1-2; СЛ 90°; 4-1-3, Линия 45°)

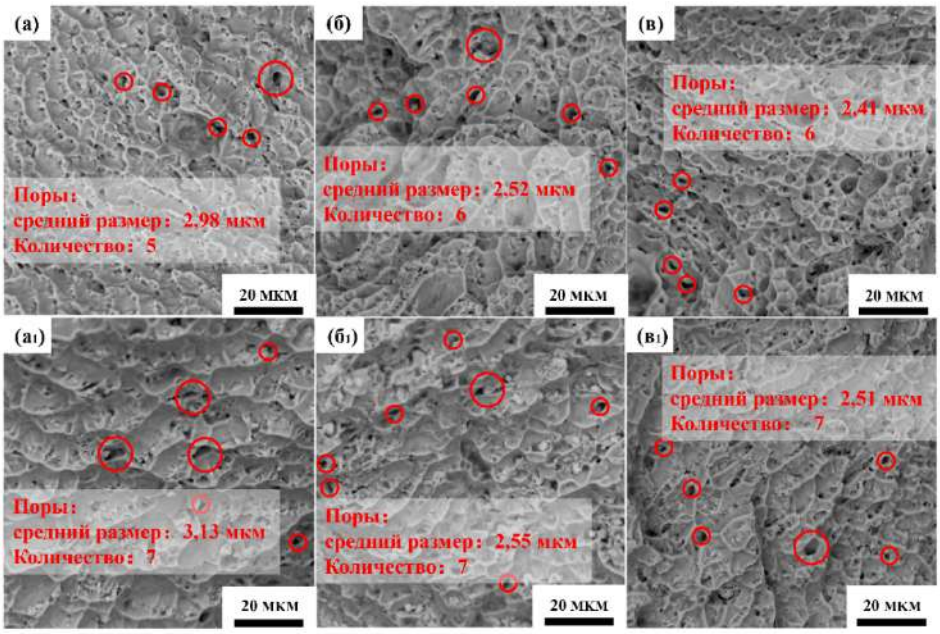


Рисунок 4.1.10 – Изображения поверхности разрушения сплава Al-5Si, вдоль направления область 5 (а, б, в) и область 6 ($а_1$, $б_1$, $в_1$): (а, $а_1$) 4-1-1, Линия 90°; (б, $б_1$) 4-1-2, СЛ 90°; (в, $в_1$) 4-1-3, Линия 45°

Установлено, что разрушение происходит в образцах вследствие содержания в областях на границе между слоями множества пор, влияющих на образование и

распространение трещин. На рисунках 4.1.11, 4.1.12 приведены полученные оптическим микроскопом и сканирующим электронным микроскопом изображения поверхностей образцов из сплава Al-5Si, вырезанных из областей 5 и 6. Образцы получены при помощи стратегии наплавки Линия 45º. По результатам анализа выявляется, что в области внутри слоя разрушение происходит вдоль границ дендритов по транскристаллитному механизму, в то время как в области границы между слоями разрушение происходит по границам зерен (интеркристаллитное разрушение). Образцы, вырезанные из областей 5 и 6 демонстрируют признаки разрушения смешанного типа, состоящие из межзеренных и транскристаллитных изломов, однако основным видом разрушения в образцах является транскристаллитное разрушение (85 %). На поверхности разрушения образцов наблюдаются пустоты, поры и трещины. В ГМС наблюдается большее количество пор и микротрещин, с более крупными размерами, чем в ОВС, что указывает на то, что с большей вероятностью разрушение произойдет в этой области (рисунок 4.1.12). При деформации по мере того, как микротрещины последовательно проникают в поры, образуется направление развития трещины, которое сопровождается большим количеством отклоняющихся микротрещин. В то же время, как видно на рисунке 4.1.12, в ОВС разрушение происходит по транскристаллитному и интеркристаллитному типу. Поскольку между ГМС и ОВС нет различий в элементном составе (таблица 4.1.3), это дополнительно подтверждает, что смешанный характер трещины четко не определен по областям. В то время как в ОВС преобладает транскристаллитное разрушение, в ГМС преобладает интеркристаллитное разрушение.

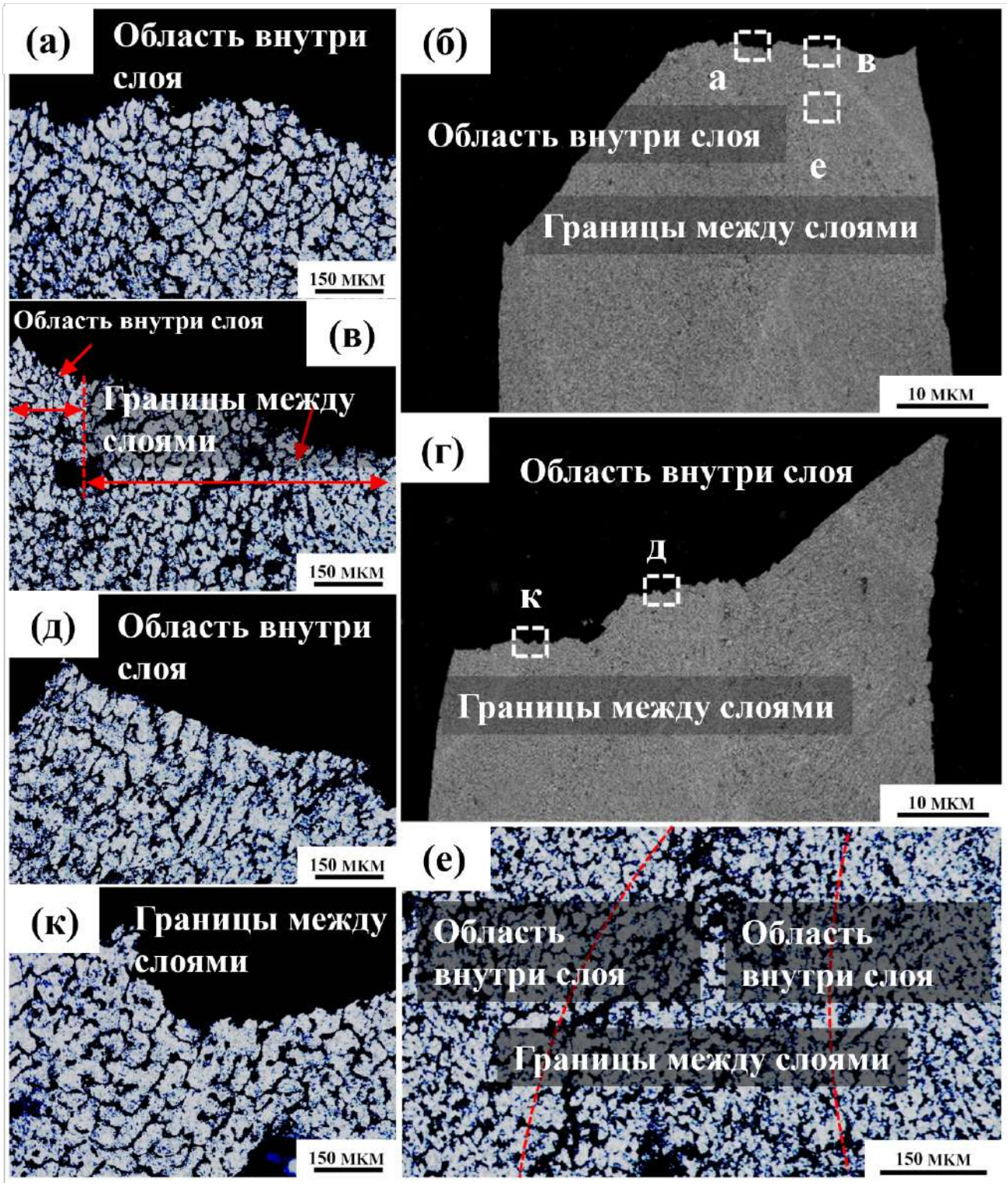


Рисунок 4.1.11 – Продольные сечения изломов образцов, вырезанных из областей 5 (а, б, в, е) и областей 6 (г, д, к) образец, наплавленной по стратегии Линия 45°.

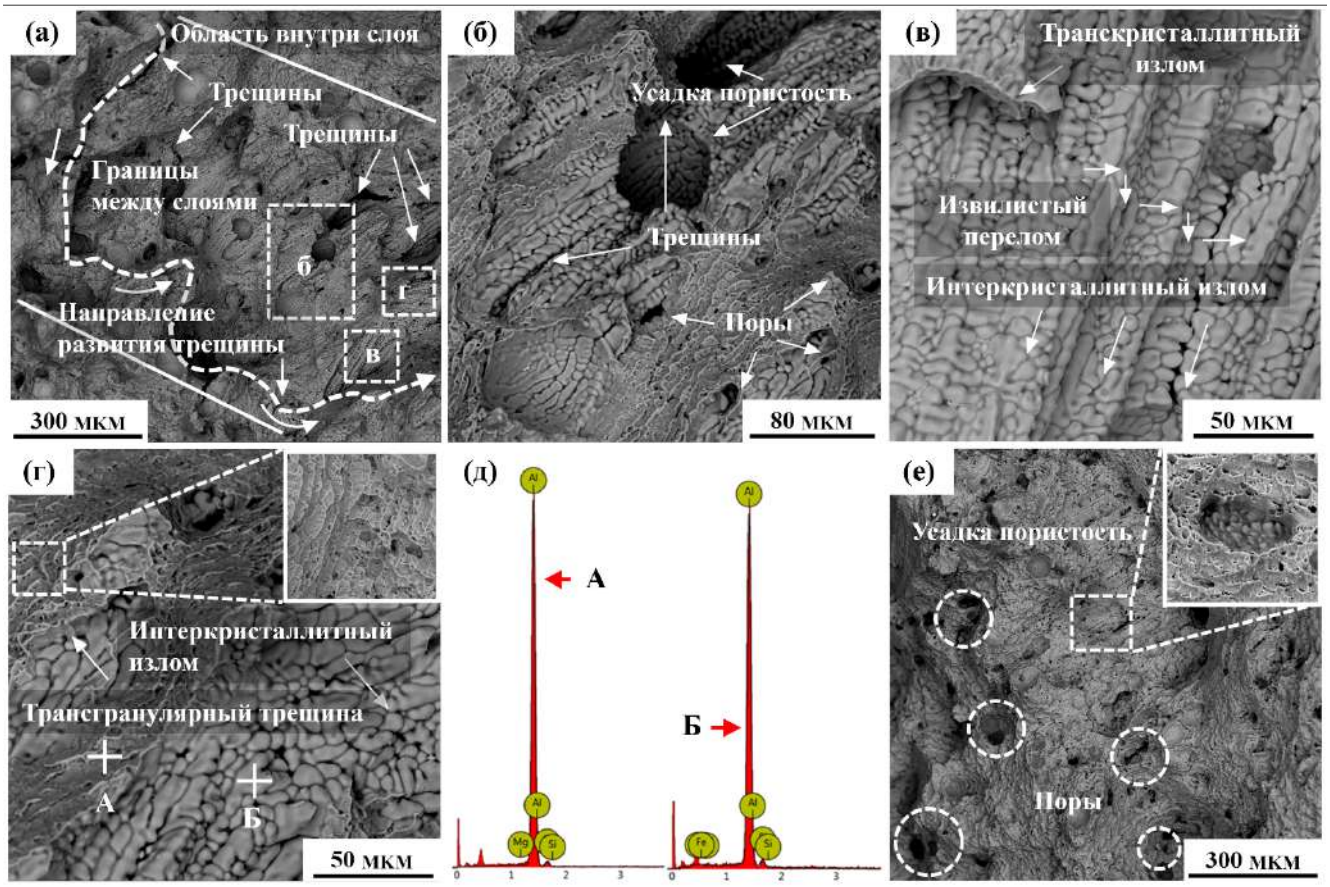


Рисунок 4.1.12 – Анализ трещин в областях на границе между слоями в образцах, наплавленных по стратегии Линия 45°: А - зона трансгранулярного разрушения; Б - зона интеркристаллитного разрушения

Таблица 4.1.3 – Анализ элементного состава разрушения

Точка	Элемент	Атомная концентрация, %	Массовый процент, %
А	Al	96,20	96,10
	Si	3,43	3,57
	Mg	0,36	0,33
Б	Al	94,37	93,11
	Si	4,52	4,64
	Fe	1,11	2,25

4.2 Зависимость макроструктуры, микроструктуры и механических свойств толстостенных образцов из сплава Al-5Si, изготовленного методом WAAM-CMT, от расстояния от подложки

4.2.1 Изменение макроструктуры толстостенных образцов из сплава Al-5Si в зависимости от расстояния от подложки

Как показано в предыдущих главах, режим дуги, $\vartheta_{пп}$ и $\vartheta_{с}$ и стратегия наплавки напрямую влияют на качество формования алюминиевого сплава. Поскольку метод WAAM-CMT является теплоаккумулирующим процессом, с увеличением высоты образцов качество поверхности наплавки снижается, и возникают различия в характеристиках образцов.

Как показано на рисунке 4.2.1, длина, ширина и высота образца составляют 150 мм × 30 мм × 70 мм, нижняя область наплавленного образца составляет 0 - 20 мм от подложки, рельефность поверхности имеет незначительную амплитуду, ее плоскостность хорошая (максимальный размер колебания составляет 0,76 мм). В середине образца (20 - 45 мм от подложки), увеличиваются перепады высот поверхности, ухудшается плоскостность (максимальный размер колебания составляет 1,49 мм), а в верхней области образца (45 - 70 мм от подложки) рельеф еще более увеличивается и поверхность приобретает наихудшую плоскостность (максимальный размер колебания составляет 1,61 мм). Расчетная ширина поперечного сечения от нижней части образца до верхней увеличивается с 26,5 до 29,6 мм, а расчетный коэффициент использования материала снижается до 85 %.

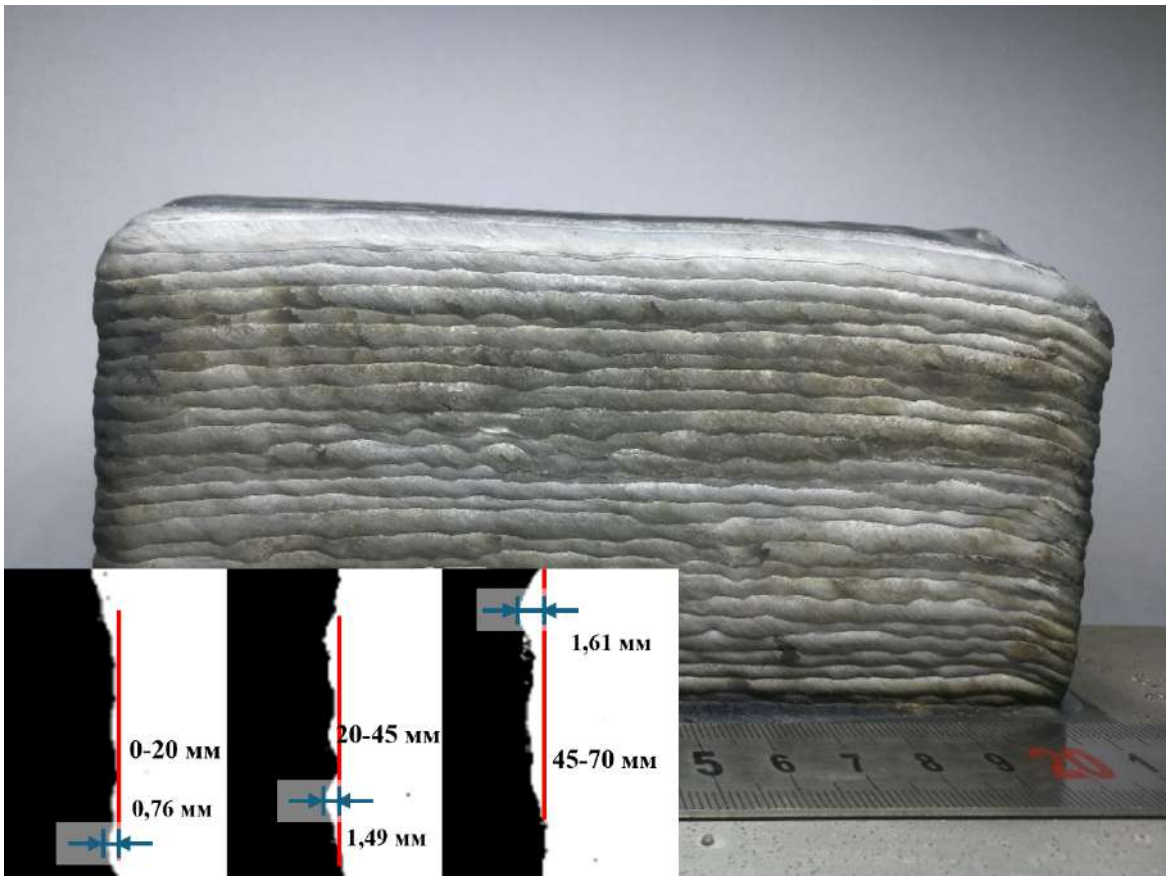


Рисунок 4.2.1 – Толстостенная сплава Al-5Si

4.2.2 Изменение микроструктуры толстостенных образцов из сплава Al-5Si в зависимости от расстояния от подложки

Согласно данным рентгеноструктурного анализа, представленным на рисунке 4.2.2, преобладающими фазами в изготовленных по методу WAAM-CMT образцах сплава Al-5Si с различной высотой наплавки являются фаза α-Al, Si и интерметаллическая фаза Al_9Si [133]. Наличие сильного основного пика интенсивности (111), а также относительно высоких пиков (200) и (311) указывает на то, что это базовые кристаллографические плоскости. Различия в микроструктуре верхней, средней и нижней частей образца наблюдаются в интенсивности пиков фазы α-Al: наибольшая интенсивность в средней области, а наименьшая – в нижней. Это подтверждает, что высота образца оказывает влияние на ориентацию кристаллитов.

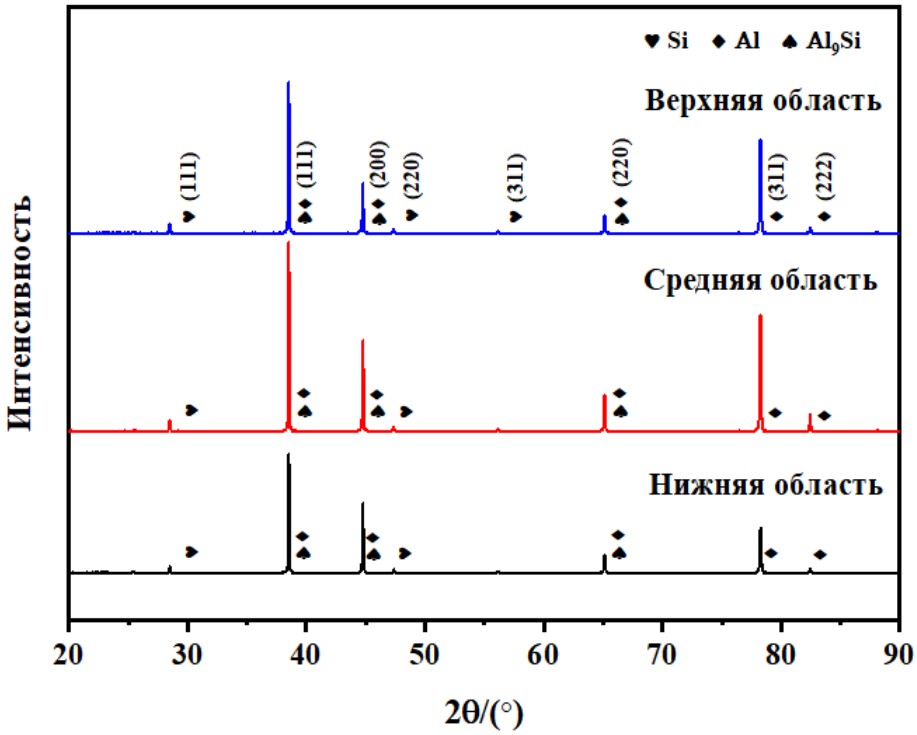


Рисунок 4.2.2 – Результаты рентгеноструктурного анализа нижней, средней и верхних областей сплава Al-5Si

Рассмотрим микроструктуру поперечного сечения сплава Al-5Si, изготовленного с помощью WAAM-CMT (рисунок 4.2.3). При отдалении от подложки, количество равноосных зерен значительно увеличилось, они постепенно измельчаются и превращаются в мелкие сотоподобные зерна. Размер зерен в областях на границе между слоями меньше, чем в областях внутри слоев независимо от расстояния от подложки. Эвтектическая фаза Si значительно укрупнена, и Si имеет сферическую или квадратную форму вдоль границы зерен.

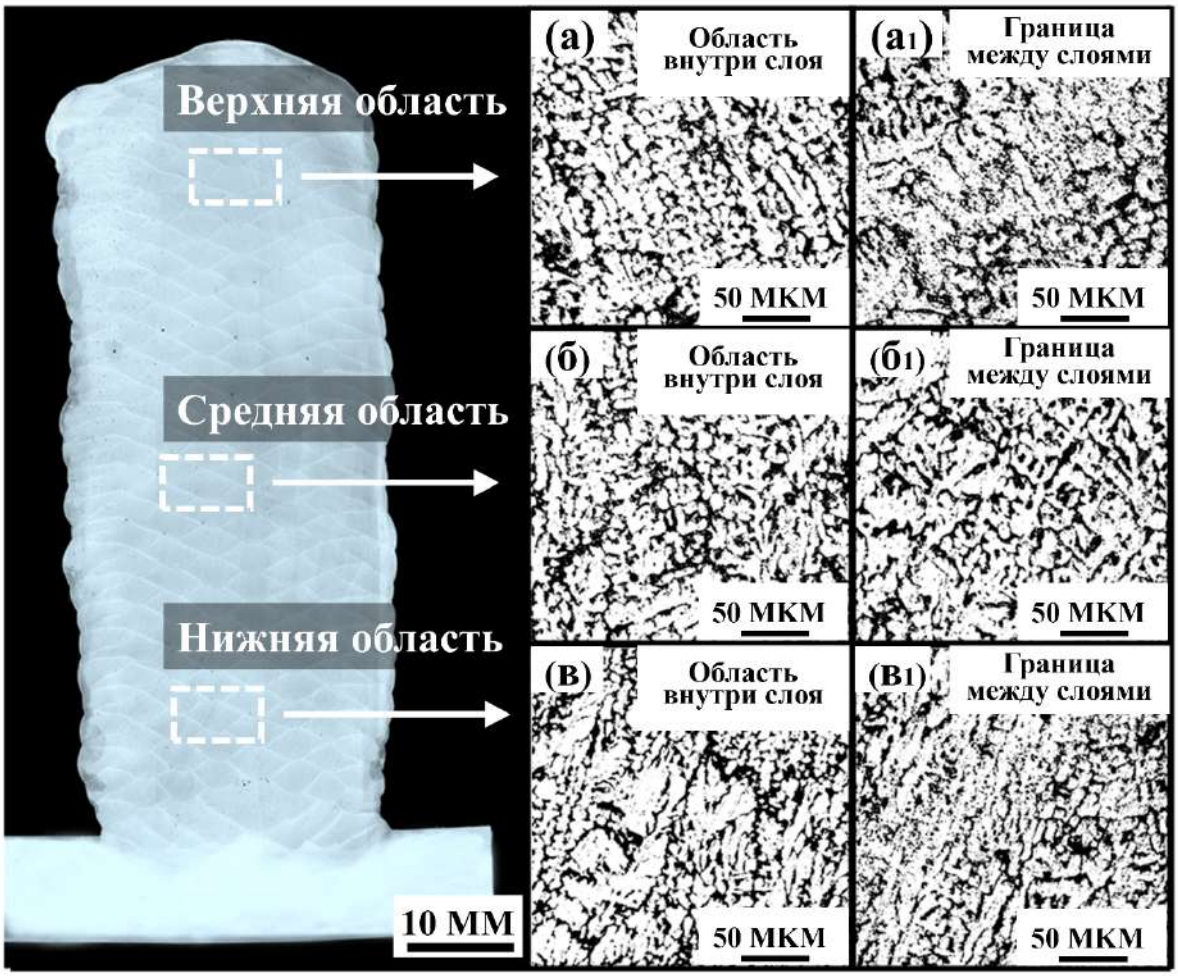


Рисунок 4.2.3 – Микроструктура сплава Al-5Si в верхней области (а, б), средней области (в, г), нижней области (д, е)

Результаты измерения расстояний между осями дендритов, а также размеров зерен аналогичны тем, о которых сообщалось в Главе 4, п. 4.1, где была показана их обратно пропорциональная зависимость от скорости охлаждения. Увеличение размера зерна происходит главным образом из-за наложения наплавляемых слоев в образце, увеличения количества аккумулируемого тепла в процессе WAAM-CMT и невысокой скорости охлаждения. В нижних областях образца размеры зерен составляют приблизительно 8,25 мкм в ГМС и 8,84 мкм в ОВС в пределах 7 напечатанных слоев, что соответствует скорости охлаждения – 211,36 К/с. В средней области образца размер зерна составляет около 8,11 мкм для ГМС и 8,53

мкм для ОВС, что соответствует скорости охлаждения – 229,16 К/с. Более высокая скорость охлаждения, в среднем 242,60 К/с наблюдается в верхних областях образца и приводит к уменьшению размера зерен до 7,95 мкм в ГМС и 8,38 мкм в ОВС. Согласно результатам исследований, представленных в предыдущих главах, большое тепловложение, которое зависит от режима дуги, скорости сварки и скорости подачи проволоки, приводит к более медленному охлаждению и большему размеру зерна. Кроме того, различия в стратегии наплавки, размере и форме образца могут привести к различному охлаждению и объяснить различия в размере зерна. В дополнение к этому также возможно заключить, что расстояние от подложки является важным фактором, влияющим на размер зерна образцов как в ГМС, так и в ОВС.

Таблица 4.2.1 – Размер зернасплава Al-5Si в ГМС/ОВС

Область	Размер зерна в областях внутри слоя (d), мкм	Размер зерна в областях на границе между слоями (d), мкм
Нижняя область	8,84	8,25
Средняя область	8,53	8,11
Верхняя область	8,38	7,95

4.2.3 Изменение микротвердости толстостенных образцов из сплава Al-5Si в зависимости от расстояния от подложки

На рисунке 4.2.4 представлено распределение микротвердости в поперечном сечении толстостенного сплава Al-5Si. Для измерения микротвердости выбраны области вдоль горизонтальных линий, проведенных в верхней (расстояние 65 мм от подложки), средней (расстояние 35 мм от подложки) и нижней частях образца (расстояние 5 мм от подложки). Среднее значение микротвердости в верхней части образца составляет 50,7 ± 0,75 HV, средней - 48,5 ± 0,77 HV и нижней - 47,3 ± 0,70 HV, что свидетельствует об увеличении микротвердости при отдалении от

подложки. Значения микротвердости вдоль горизонтальных линий изменяется не более чем на 3,4 HV, что указывает на стабильность свойств образца.

В то же время, как показано на рис. 4.2.4б, измерение микротвердости по высоте сплава Al-5Si дополнительно подтверждает результаты исследований, представленных в предыдущем разделе. Ямки, трещины и равноосные зерна склонны образовываться вокруг ГМС, что приводит к снижению микротвердости в местах дефектов и повышению микротвердости в области равноосных зерен, имеющих меньший размер [144]. В то же время более высокие значения микротвердости получены вблизи подложки и в верхней части образца.

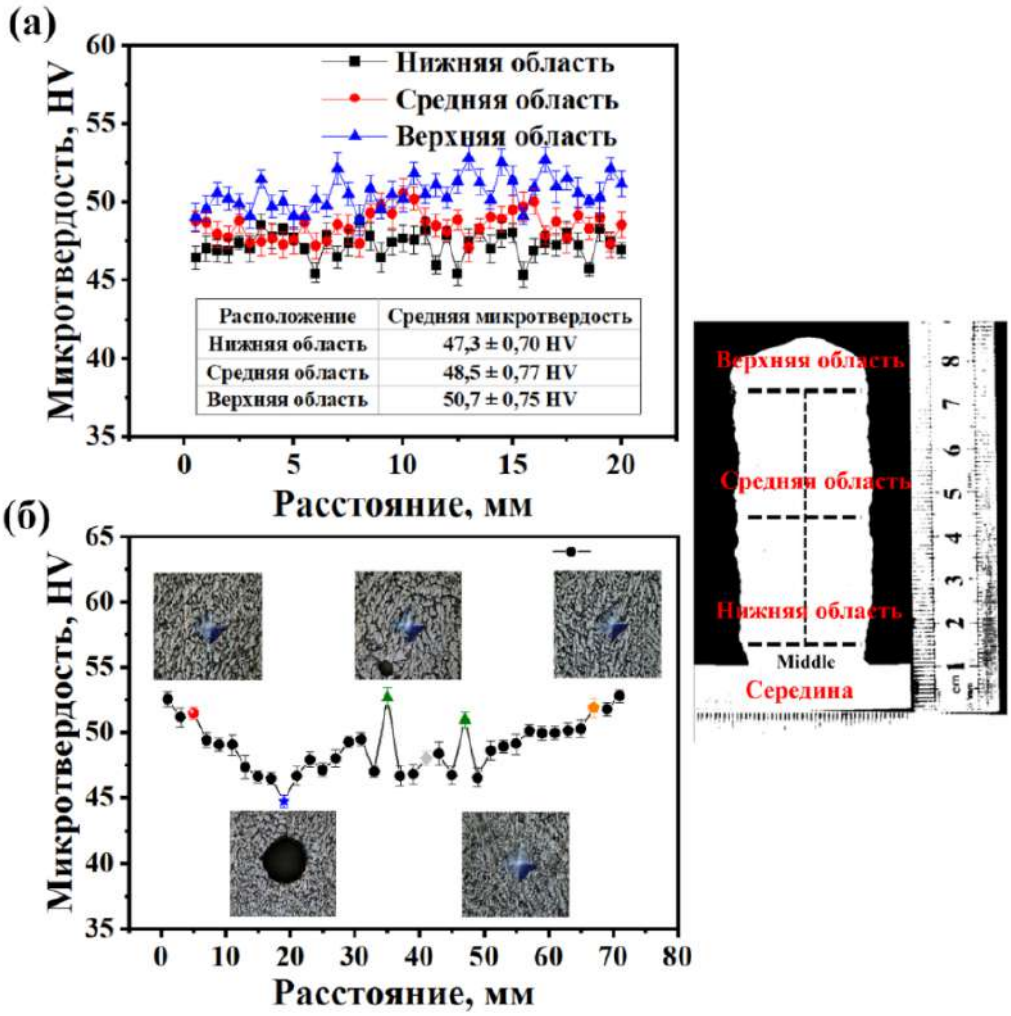


Рисунок 4.2.4 – Распределение микротвердости в поперечном сечении сплава Al-5Si: (а) микротвердость вдоль горизонтальных направлений; (б) микротвердость вдоль вертикального направления

4.2.4 Зависимость механических свойств толстостенных образцов из сплава Al-5Si, вырезанных на различных расстояниях от подложки

Таблица 4.2.2 представляет результаты испытаний на растяжение образцов сплава, вырезанных из двух отдельных областей. Предел прочности образцов при растяжении увеличивается на 6,6 МПа с 205,6 до 212,2 МПа, как показано на рисунке 2.20б, по мере увеличения высоты наплавки. Кроме того, предел текучести увеличивается с 130,9 до 134,4 МПа, а относительное удлинение уменьшается на 1,3 %. Как показано из результатов испытаний на растяжение, материал наплавки, удаленный от подложки, имеет более высокую прочность, чем материал, прилегающий к подложке. Кроме того, образцы, вырезанные из области 7, имеют более высокий предел текучести и прочность на растяжение, чем образцы из области 8 (рисунок 2.20б).

Таблица 4.2.2 – Механические свойства сплавов WAAM-CMT Al-5Si

Область образца	Область 7			Область образца	Область 8		
	σ_B, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %		σ_B, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
Нижняя область	205,6±4	130,9±5	11,3±0,3	Вертикальная область	207,2±6	128,5±4	11,2±0.5
Средняя область	208,7±5	130,8±3	10,8±0,2				
Верхняя область	212,2±8	134,4±4	10,1±0,5				

Фрактография поверхности изломов образцов сплава Al-5Si показана на рисунке 4.2.5. Поверхности изломов образцов, вырезанных из заготовки в областях 7 и 8 относительно плоские, при этом имеют признаки вязкого разрушения.

На рисунках 4.2.5в и г показано, что частицы второй фазы равномерно распределены внутри ямок на поверхностях разрушений. Разрушение матрицы

сплава вызвано частицами второй фазы, а также дефектами, образованными на границах между слоями - порами и трещинами - на межслоевых границах, что в основном объясняется склонностью областей, где расположены дефекты и частицы второй фазы, к концентрации напряжений, что приводит к разрушению сплава [145].

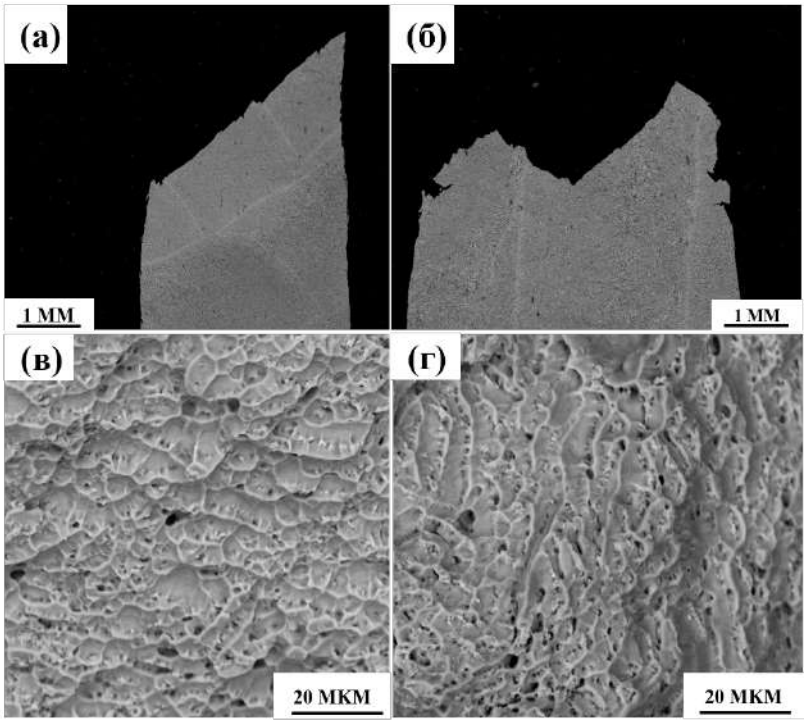


Рисунок 4.2.5 – Изображения поверхностей разрушения образцов, вырезанных из сплава Al-5Si из областей 7 (а, б) и 8 (б, г)

4.3 Выводы по главе 4

1. Стратегии наплавки сплава Al-5Si, изготовленного методом WAAM-CMT, имеют большое значение для формирования качественной поверхности образца. Наилучшей стратегией для получения образца с минимальным рельефом поверхности является стратегия Линия 45º. Установлено, что качество поверхности образцов снижается с увеличением высоты наплавки. Расчетный коэффициент использования материала составляет более 80 %, что подтверждает эффективность процесса WAAM-CMT.

2. Выявлено влияние траектории наплавки и высоты наплавляемого образца при изготовлении сплава Al-5Si методом WAAM-CMT на величину скорости охлаждения. При траекториях наплавки Линия 45°, СЛ 90° и Линия 90° скорости охлаждения составляют 179,37 К/с; 161,55 К/с; 69,92 К/с, соответственно. Установлено, что скорость охлаждения увеличивается с 211,36 до 242,6 К/с при переходе от нижней области к верхней.

3. Все образцы демонстрируют: (1) рекристаллизацию в процессе наплавки, (2) мелкозернистую равноосную структуру в областях на границе между слоями, (3) в основном столбчатые дендритные зерна в областях внутри слоев, направленные вдоль направления выращивания. Образец, наплавленный с использованием стратегии Линия 45°, имеет меньший размер зерна, большее количество малоугловых границ зерен и волокнистую морфологию Si, по сравнению с образцами, изготовленных по стратегии Линия 90°. С увеличением расстояния от подложки дендритная морфология фазы α-Al постепенно превращается в сотоподобные зерна как внутри слоев, так и между ними.

4. Сравнительно лучшая пластичность, но меньшая микротвердость и прочность сплава Al-5Si объясняется: (1) более крупнозернистой микроструктурой; (2) большим количеством большеугловых границ зерен, (3) более крупными столбчатыми / столбчато-дендритными зернами с иглообразной или стержнеобразной формой фазы Si, которые распределены равномерно и

образуются в результате чередующихся циклов нагрева и охлаждения в процессе WAAM-CMT.

5. Образцы, наплавленные с использованием стратегии Линия 45°, демонстрируют превосходную прочность, но меньшее относительную удлинение (σ_B ~ 223,2 МПа, $\sigma_{0,2}$ ~ 141,8 МПа, δ ~ 10,6 %) из-за мелкозернистости микроструктуры, обусловленной более высокой скоростью охлаждения. Изучение результатов испытаний на растяжение, проведенных на образцах, извлеченных на различном расстоянии от основного материала, показывает, что увеличение высоты осаждения приводит к повышению растягивающих характеристик сплава Al-5Si.

6. Для сплава Al-5Si, изготовленного методом WAAM-CMT, разрушение при растяжении начинается в областях на границе между слоями, что обусловлено наличием пор и трещины. При разрушении в области внутри слоя преобладает транскристаллитный механизм, в то время как области на границе между слоями разрушаются по интеркристаллитному механизму.

ГЛАВА 5. АПРОБАЦИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ

Результаты диссертации были реализованы на практике в научной и образовательной деятельности Самарского национального исследовательского университета имени академика С.П. Королева, а также на различных промышленных предприятиях в г. Самаре и г. Вэньчжоу (КНР).

В работах [111-116, 125-132] представлены микроструктурные характеристики и механические свойства сплавов Al-5Mg и Al-5Si, изготовленных с использованием подхода WAAM-CMT, а также определено влияние ключевых технологических параметров: режима дуги, скорость подачи проволоки, скорость сварки, стратегий наплавки и высота наплавки.

Результаты исследования были использованы китайской компанией «Wenzhou Jinghe Zhizao Technology Co., Ltd.», подавшей заявку на получение патента на изобретение. Получен патент на результаты интеллектуальной деятельности – «Синергетический метод и устройство для лазерно-дугового композитного аддитивного производства с использованием металлической проволоки и порошка металла», номер заявки: 202110633084.2. В основу патента легли вторичные исследования процесса WAAM-CMT. Он характеризуется возможностью реализации нескольких режимов аддитивного производства, таких как дуговое аддитивное производство, лазерное аддитивное производство, лазерно-дуговой композитный аддитивный метод и др., путем регулирования горения дуги, состояния лазерного источника тепла, а также управления подачей проволоки и металлического порошка. Представление этого оборудования открывает новые возможности для изготовления турбинных лопаток сложной конструкции, автомобильных опор и различных других компонентов с помощью композитных аддитивных методов (Приложение А).

Зарегистрирован патент на результат интеллектуальной деятельности «Устройство и способ аддитивного производства регулируемых компонентов с несколькими источниками тепла», номер заявки: 202111387087.9. Изобретение

позволяет реализовать многорежимное аддитивное производство силового и термического соединения и распределения, обладает преимуществами различных методов аддитивного производства, высокой скоростью наплавки, хорошим качеством формования, высоким коэффициентом использования материала, возможностью настройки параметров процесса в зависимости от состава сплава (Приложение Б).

Зарегистрирован патент на результат интеллектуальной деятельности «Способ изготовления дуплексно-мартенситной нержавеющей стали тросовой сварочной проволокой CMT дугового аддитивного производства», номер заявки: 202110062773.2. На основе исследования алюминиевых сплавов, был получен градиентный материал из двухфазной мартенситной нержавеющей стали, который повысил эффективность производства и улучшил характеристики изделий, производимых по существующей технологии аддитивного производства, расширил конструкцию градиентных изделий и возможности для создания новых методов и материалов (Приложение В).

Зарегистрирован патент на результат интеллектуальной деятельности «Аппарат ультразвуковой аргонодуговой сварки», номер заявки: 201710251322.7. Устройство обеспечивает ультразвуковую вибрацию изделия в процессе сварки или аддитивного производства, гомогенизацию структуры металла, измельчение зерна, снижение напряжения и пористости, значительное улучшении качества формования изделий. Новое устройство и метод предназначены для изготовления крупногабаритных и сложных деталей с высокими эксплуатационными характеристиками (Приложение Г).

При подготовке диссертационной работы было проведено экспериментально-промышленное подтверждение результатов, имеющих практическую значимость. В настоящее время этот процесс внедрен предприятиями с интегрированным оборудованием для WAAM и, как ожидается, принесет экономическую выгоду в размере 2 миллионов рублей в год после ввода в эксплуатацию (Приложение Д).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В ходе исследования с использованием методов физики конденсированного состояния установлено влияние различных процессов наплавки (режим дуги, скорость подачи проволоки ($\vartheta_{пп}$), скорость сварки ($\vartheta_{с}$) , стратегия наплавки, высота наплавки) на структуру и механические свойства сплавов Al-5Mg и Al-5Si, изготовленных методом проволочно-дугового аддитивного производства на основе холодного переноса металла. На основании полученных результатов были сделаны следующие выводы:

1. Установлено, что величина тепловложения в наплавляемые слои сплава Al-5Mg уменьшается в следующих случаях: при переходе от режимов CMT-P, CMT к CMT-ADV на 47,3 %, при уменьшении скорости подачи проволоки с 8,0 до 7,0 м/мин на 12,3 % и увеличении скорости сварки с 0,7 до 0,9 м/мин на 21,9 %. Это приводит к уменьшению расчетной ширины образца на 5,1 мм (при уменьшении скорости подачи проволоки), расчетный максимальный размер колебаний поверхности образца уменьшается на 1,27 мм (при увеличении скорости сварки), а также повышает коэффициент использования материала до 87 % (в режиме CMT-ADV).

2. Микроструктурный анализ сплава Al-5Mg показал, что независимо от режима дуги, а также $\vartheta_{пп}$ и $\vartheta_{с}$, в сплаве Al-5Mg образуется α-фаза (Al) и вторичная β-фаза (Al_3Mg_2). В связи с термическим воздействием дуги в сплаве образуются 2 характерные области: граница между наплавленными слоями (ГМС) и область внутри слоя (ОВС). Размер зерна в ГМС меньше, чем в ОВС на 22,17%, что связано с более высокой скорости охлаждения ГМС под тепловым воздействием дуги. В области ГМС присутствуют дефекты: размеры пор обычно составляют менее 33,535 мкм, а длина трещин достигает 696,154 мкм.

3. Показано, что механические свойства сплава Al-5Mg незначительно увеличиваются при смене режимов наплавки от CMT-P, CMT к CMT-ADV: предел

прочности увеличивается на 12,6 МПа, предел текучести — на 13,7 МПа, а микротвердость - на 5,6 HV, что обусловлено снижением величины тепловложения на и уменьшением размера зерен в ГМС с 58,1 - 103,9 до 31,4 - 89,4 мкм, а в ОВС с 83,8 - 115,1 до 59,9 - 106,9 мкм.

4. Установлено, что при увеличении скорости аддитивной наплавки с 0,7 до 0,9 м/мин или уменьшении скорости подачи проволоки с 8,0 до 7,0 м/мин при аддитивном производстве сплава Al-5Mg тепловложение снижается с 242 Дж/мм до 142 Дж/мм. Это приводит к уменьшению размеров зерен сплава в ГМС с 50,2 - 102,5 до 37,7 - 77,6 мкм, а в ОВС: с 59,1 - 119,5 до 42,9 - 88,7 мкм, что, в свою очередь, приводит к увеличению микротвердости на 6 HV, увеличению предела прочности на 4 % и увеличению предела текучести на 17,6 %.

5. Выявлено влияние стратегии наплавки и высоты наплавляемой заготовки при производстве сплава Al-5Si методом WAAM-CMT на величину скорости охлаждения. При стратегиях наплавки Линия 45°, СЛ 90° и Линия 90° скорости охлаждения составляют 179,37 К/с; 161,55 К/с; 69,92 К/с, соответственно. Установлено, что скорость охлаждения увеличивается с 211,36 до 242,6 К/с при переходе от нижней области к верхней.

6. В результате анализа микроструктуры сплава Al-5Si установлено наличие фаз α-Al, Si и Al_9Si независимо от режима дуги и параметров наплавки. Фаза α-Al изменяет дендритную морфологию на сотовые зерна с удалением от подложки. Эвтектическая Si-фаза увеличивается и формирует сферические или квадратные образования по границам зерен.

7. Показано, что из трех стратегий наплавки, Al-5Si сплав, обработанный по стратегии Линия 45°, демонстрирует минимальный размер зерен (43 мкм), а также максимальные значения предела прочности (228,2 ± 1,4 МПа) и предела текучести (143,3 ± 7 МПа). В верхней области образца наблюдается увеличение предела прочности на 6,6 МПа и предела текучести на 3,5 МПа по сравнению с нижней областью, что обусловлено более высокой скоростью охлаждения и меньшим размером зерна.

8. С помощью фрактографии поверхности излома установлено, что, вне зависимости от режима наплавки, сплав Al-5Mg характеризуется вязким механизмом разрушения, а сплав Al-5Si разрушается по смешанному типу: транскристаллитное разрушение преобладает в ОВС, а интеркристаллитное - в ГМС.

9. Научно-технологические результаты диссертационной работы по разработке процессов проволочно-дугового аддитивного производства на основе холодного переноса металла для получения изделий из алюминиевых сплавов были апробированы и использованы на производственных предприятиях Китайской Народной Республики.

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

WAAM-CMT	технология проволочно-дугового аддитивного производства на основе холодного переноса металла
CMT	холодная переработка металла
CMT-P	импульсная CMT
CMT-ADV	усовершенствованная CMT
EBSD, ДОРЭ	дифракция обратного рассеяния электронов
$\vartheta_{пп}$	скорость подачи проволоки
$\vartheta_{с}$	скорость сварки
Линия 90°	по прямой линии с поворотом на 90° в каждом последующем слое
СЛ 90°	по спиральной линии под углом 90° с противоположным направлением движения при наплавлении каждого последующего слоя
Линия 45°	по прямой линии с поворотом на 45° в каждом последующем слое
HI	тепловложение
$W_{расчетная}$	расчетная ширина
$S_{расчетная}$	расчетная площадь
$S_{общ}$	общая площадь
S	коэффициент использования материала
R	скорость охлаждения
$\sigma_{В}$	предел прочности при растяжении
$\sigma_{0,2}$	предел текучести
δ	относительное удлинение

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1.Kotadia, H. R. A review of Laser Powder Bed Fusion Additive Manufacturing of aluminium alloys: Microstructure and properties [Text] / H. Kotadia, G. Gibbons, A. Das, P. D. Howes // Additive Manufacturing. – 2021. –Vol. 46. – P. 102155.

2.Bazarnik, P. The strength and thermal stability of Al–5Mg alloys nano-engineered using methods of metal forming [Text] / P. Bazarnik, M. Lewandowska, M. Andrzejczuk, K. J. Kurzydlowski // Materials Science and Engineering: A. – 2012. – Vol. 556. – P. 134-139.

3.Scharifi, E. Effect of thermo-mechanical processing on quench-induced precipitates morphology and mechanical properties in high strength AA7075 aluminum alloy [Text] / E. Scharifi, U. Savaci, Z. B. Kavaklioglu, U. Weidig, S. Turan, K. Steinhoff // Materials Characterization. – 2021. – Vol. 174. – P. 111026.

4.Al-Furjan, M. S. Evaluation of tensile strength and elastic modulus of 7075-T6 aluminum alloy by adding SiC reinforcing particles using vortex casting method [Text] / M. S. H. Al-Furjan, M. H. Hajmohammad, X. Shen, D. K. Rajak, R. Kolahchi // Journal of Alloys and Compounds. – 2021. – Vol. 886, – P. 161261.

5.Zhang, R. A closer inspection of a grain boundary immune to intergranular corrosion in a sensitised Al-Mg alloy [Text] / R. Zhang, Y. Qiu, Y. Qi, N. Birbilis // Corrosion Science. – 2018. – Vol. 133. – P. 1-5.

6.Chen, H. Corrosion behaviors of selective laser melted aluminum alloys: A review [Text] / H. Chen, C. Zhang, D. Jia, D. Wellmann, W. Liu // Metals. – 2020. – Vol. 10. – P. 102.

7.Ji, Y. Y. Review of micro-scale and atomic-scale corrosion mechanisms of second phases in aluminum alloys [Text] / Y. Y. Ji, Y. Z. Xu, B. B. Zhang, Y. Behnamian, D. H.

Xia, W. B. Hu // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2021. – Vol. 31. – P. 3205-3227.

8.Zhang, Y. Corrosion of aluminum alloy 7075 induced by marine Aspergillus terreus with continued organic carbon starvation [Text] / Y. Zhang, J. He, L. Zheng, Z. Jin, H. Liu, L. Liu, H. Liu // npj Materials Degradation. – 2022. – Vol. 6. – P. 1-12.

9.Jawalkar, C. S. A review on use of aluminium alloys in aircraft components [Text] / C. S. Jawalkar, S. Kant // i-Manager's Journal on Material Science. – 2015. – Vol. 3. – P. 33.

10.Zhou, B. The advancement of 7xxx series aluminum alloys for aircraft structures: A review [Text] / B. Zhou, B. Liu, S. Zhang // Metals. – 2021. – Vol. 11. – P. 718.

11.Mishra, A. A critical review on the additive manufacturing of aluminium alloys [Text] / A. Mishra, R. Agarwal, N. Kumar, A. Rana, A. K. Pandey, S. P. Dwivedi // Materials Today: Proceedings. – 2021. – Vol. 47. – P. 4074-4078.

12.Mosisili, M. SiC, titanium, nickel, and ferric acid reinforcement materials to enhance mechanical properties in aluminium alloys: A critical review [Text] / M. Mosisili, V. Msomi, S. Mabuwa // Materials Today: Proceedings. – 2022. – Vol. 56. – P. 2268-2273.

13.Georgantzia, E. Aluminium alloys as structural material: A review of research [Text] / E. Georgantzia, M. Gkantou, G. S. Kamaris // Engineering Structures. – 2021. – Vol. 227. – P. 111372.

14.Jin, S. Significant strengthening effect in ultra-fine grained Al alloy made by fast solidification and hot extrusion processes [Text] / S. Jin, A. Wang, K. Wang, W. Li, B. Wan, T. Zhai // Journal of Materials Research and Technology. – 2022. – Vol. 16. – P. 1761-1769.

15.Yang, Q. Y. Effects of microstructure, texture evolution and strengthening mechanisms on mechanical properties of 3003 aluminum alloy during cryogenic rolling

[Text] / Q. Y. Yang, Y. L. Zhou, Y. B. Tan, S. Xiang, M. Ma, F. Zhao // Journal of Alloys and Compounds. –2021. – Vol. 884. – P. 161135.

16.Manjunath, G. A. A review on effect of multi-directional forging/multi-axial forging on mechanical and microstructural properties of aluminum alloy [Text] / G. A. Manjunath, S. Shivakumar, R. Fernandez, R. Nikhil, P. C. Sharath // Materials Today: Proceedings. – 2021. – Vol. 47. – P. 2565-2569.

17.Wang, D. Effects of different multidirectional forging processes on the microstructure and three-dimensional mechanical properties of ultra-high strength aluminum alloys [Text] / D. Wang, Y. Yi, C. Li, S. Huang, H. He, J. Zhang // Materials Science and Engineering: A. – 2021. – Vol. 826, – P. 141932.

18.Zhu, J. Microstructure and mechanical properties of SiCnp / Al6082 aluminum matrix composites prepared by squeeze casting combined with stir casting [Text] / J. Zhu, W. Jiang, G. Li, F. Guan, Y. Yu, Z. Fan // Journal of Materials Processing Technology. – 2020. – Vol. 283. – P. 116699.

19.Alizadeh, A. Mechanical properties and wear behavior of Al5083 matrix composites reinforced with high amounts of SiC particles fabricated by combined stir casting and squeeze casting; A comparative study [Text] / A. Alizadeh, A. Khayami, M. Karamouz, M. Hajizamani // Ceramics International. – 2022. – Vol. 48. – P. 179-189.

20.Paranthaman, V. Influence of SiC particles on mechanical and microstructural properties of modified interlock friction stir weld lap joint for automotive grade aluminium alloy [Text] / V. Paranthaman, K. S. Sundaram, L. Natrayan // Silicon. – 2022. – Vol. 14. – P. 1617-1627.

21.Blakey-Milner, B. Metal additive manufacturing in aerospace: A review [Text] / B. Blakey-Milner, P. Gradl, G. Snedden, M. Brooks, J. Pitot, E. Lopez, A. du Plessis // Materials & Design. – 2021. – Vol. 209. – P. 110008.

22.Xia, C. A review on wire arc additive manufacturing: Monitoring, control and a framework of automated system [Text] / C. Xia, Z. Pan, J. Polden, H. Li, Y. Xu, S. Chen, Y. Zhang // Journal of Manufacturing Systems. – 2020. – Vol. 57. – P. 31-45.

23.Kruth, J. P. Material incress manufacturing by rapid prototyping techniques [Text] / J. P. Kruth // CIRP annals. – 1991. – Vol. 40. – P. 603-614.

24.Yeong, W. Y. Rapid prototyping in tissue engineering: challenges and potential [Text] / W. Y. Yeong, C. K. Chua, K. F. Leong, M. Chandrasekaran // TRENDS in Biotechnology. – 2004. – Vol. 22. – P. 643-652.

25.Dutta, D. Layered manufacturing: current status and future trends. J. Comput [Text] / D. Dutta, F. B. Prinz, D. Rosen, L. Weiss // Journal of Information Science and Engineering. – 2001. – Vol. 1. – P. 60-71.

26.Seol, Y. J. Solid freeform fabrication technology applied to tissue engineering with various biomaterials [Text] / Y. J. Seol, T. Y. Kang, D. W. Cho // Soft matter. – 2012. – Vol. 8. – P. 1730-1735.

27.Bonyár, A. 3D Rapid Prototyping Technology (RPT) as a powerful tool in microfluidic development [Text] / A. Bonyár, H. Sántha, B. Ring, M. Varga, J. G. Kovács, G. Harsányi // Procedia Engineering. – 2010. – Vol. 5. – P. 291-294.

28.Kumar, M. B. Methods and materials for additive manufacturing: A critical review on advancements and challenges [Text] / M. B. Kumar, P. Sathiya // Thin-Walled Structures. – 2021. – Vol. 159. – P. 107228.

29.Haghdadi, N. Additive manufacturing of steels: a review of achievements and challenges [Text] / N. Haghdadi, M. Laleh, M. Moyle, S. Primig // Journal of Materials Science. – 2021. – Vol. 56. – P. 64-107.

30.Kotadia, H. R. A review of Laser Powder Bed Fusion Additive Manufacturing of aluminium alloys: Microstructure and properties [Text] / H. R. Kotadia, G. Gibbons, A.

Das, P. D. Howes // Additive Manufacturing. – 2021. – Vol. 46. – P. 102155.

31.Li, M. Metal binder jetting additive manufacturing: a literature review [Text] / M. Li, W. Du, A. Elwany, Z. Pei, C. Ma // Journal of Manufacturing Science and Engineering. – 2020. – Vol. 142. – P. 090801

32.Dermeik, B. Laminated object manufacturing of ceramic-based materials [Text] / B. Dermeik, N. Travitzky // Advanced Engineering Materials. – 2020. – Vol. 22. – P. 2000256.

33.Sun, K. Direct energy deposition applied to soft magnetic material additive manufacturing [Text] / K. Sun, F. Li, C. Rong, L. Zuo // Journal of Manufacturing Processes. – 2022. – Vol. 84. – P. 162-173.

34.Ishfaq, K. A state-of-the-art direct metal laser sintering of Ti6Al4V and AlSi10Mg alloys: Surface roughness, tensile strength, fatigue strength and microstructure [Text] / K. Ishfaq, M. Abdullah, M. A. Mahmood // Optics & Laser Technology. – 2021. – Vol. 143. – P. 107366.

35.Lupone, F. Process phenomena and material properties in selective laser sintering of polymers: A Review [Text] / F. Lupone, E. Padovano, F. Casamento, C. Badini // Materials. – 2021. – Vol. 15. – P. 183.

36.Wang, Z. Selective laser melting of aluminum and its alloys [Text] / Z. Wang, R. Ummethala, N. Singh, S. Tang, C. Suryanarayana, J. Eckert, K. G. Prashanth // Materials. – 2020. – Vol. 13. – P. 4564.

37.Uçak, N. Machinability of 3D printed metallic materials fabricated by selective laser melting and electron beam melting: A review [Text] / N. Uçak, A. Çiçek, K. Aslantas // Journal of Manufacturing Processes. – 2022. – Vol. 80. – P. 414-457.

38.Vimal, K. E. K. Wire arc additive manufacturing of aluminium alloys: a review [Text] / K. E. K. Vimal, M. N. Srinivas, S. Rajak // Materials Today: Proceedings. – 2021.

– Vol. 41. – P. 1139-1145.

39.Yuan, D. Improvement of the grain structure and mechanical properties of austenitic stainless steel fabricated by laser and wire additive manufacturing assisted with ultrasonic vibration [Text] / D. Yuan, X. Sun, L. Sun, Z. Zhang, C. Guo, J. Wang, F. Jiang // Materials Science and Engineering: A. – 2021. – Vol. 813. – P. 141177.

40.Kotzem, D. Influence of specimen position on the build platform on the mechanical properties of as-built direct aged electron beam melted Inconel 718 alloy [Text] / D. Kotzem, T. Arold, T. Niendorf, F. Walther // Materials Science and Engineering: A. – 2020. – Vol. 772. – P. 138785.

41.Liu, J. Wire and arc additive manufacturing of metal components: a review of recent research developments [Text] / J. Liu, Y. Xu, Y. Ge, Z. Hou, S. Chen // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2020. – Vol. 111. – P. 149-198.

42.Norrish, J. A review of wire arc additive manufacturing: Development, principles, process physics, implementation and current status [Text] / J. Norrish, J. Polden, I. Richardson // Journal of Physics D: Applied Physics. – 2021. – Vol. 54. – P. 473001.

43.Lin, Z. A review on wire and arc additive manufacturing of titanium alloy [Text] / Z. Lin, K. Song, X. Yu // Journal of Manufacturing Processes. – 2021. – Vol. 70. – P. 24-45.

44.Campagnoli, M. R. On the processability of copper components via powder-based additive manufacturing processes: Potentials, challenges and feasible solutions [Text] / M. R. Campagnoli, M. Galati, A. Saboori // Journal of Manufacturing Processes. – 2021. – Vol. 72. – P. 320-337.

45.Kawalkar, R. Wire arc additive manufacturing: A brief review on advancements in addressing industrial challenges incurred with processing metallic alloys [Text] / R.

Kawalkar, H. K. Dubey, S. P. Lokhande // Materials Today: Proceedings. – 2021. – Vol. 50. – P. 1971-1978.

46.Vafadar, A. Advances in metal additive manufacturing: a review of common processes, industrial applications, and current challenges [Text] / A. Vafadar, F. Guzzomi, A. Rassau, K. Hayward // Applied Sciences. – 2021. – Vol. 11. – P. 1213.

47.Sun, J. Wire–powder–arc additive manufacturing: A viable strategy to fabricate carbide ceramic/aluminum alloy multi-material structures [Text] / J. Sun, H. Yu, D. Zeng, P. Shen // Additive Manufacturing. – 2022. – Vol. 51. – P. 102637.

48.Kwak, K. Multiscale mechanical characterization of 601 nickel-based superalloy fabricated using wire-arc additive manufacturing [Text] / K. Kwak, T. Mayama, Y. Mine, K. Ohishi, T. Ueno, K. Takashima // Materials Science and Engineering: A. – 2022. – Vol. 836. – P. 142734.

49.Xu, T. Layer control method and mechanical anisotropy of titanium alloy based on double-hot-wire arc additive manufacturing [Text] / T. Xu, J. Liu, J. Wang, T. Lu, S. Ma, C. Liu // Journal of Manufacturing Processes. – 2022. – Vol. 82. – P. 448-460.

50.Ghaffari, M. Microstructure and mechanical behavior of PH 13–8Mo martensitic stainless steel fabricated by wire arc additive manufacturing [Text] / M. Ghaffari, A. V. Nemani, A. Nasiri // Additive Manufacturing. – 2022. – Vol. 49. – P. 102374.

51.Zhang, Z. Effect of solution annealing on microstructures and corrosion behavior of wire and arc additive manufactured AZ91 magnesium alloy in sodium chloride solution [Text] / Z. Zhang, L. Wang, R. Zhang, D. Yin, Z. Zhao, P. Bai, F. Wang // Journal of Materials Research and Technology. – 2022. – Vol. 18. – P. 416-427.

52.Ke, W. C. Multi-layer deposition mechanism in ultra high-frequency pulsed wire arc additive manufacturing (WAAM) of NiTi shape memory alloys [Text] / W. C. Ke, J. P. Oliveira, B. Q. Cong, S. S. Ao, Z. W. Qi, B. Peng, Z. Zeng // Additive Manufacturing.

– 2022. – Vol. 50. – P. 102513.

53.Xiong, J. Feedback control of variable width in gas metal arc-based additive manufacturing [Text] / J. Xiong, H. Chen, S. Zheng, G. Zhang // Journal of Manufacturing Processes. – 2022. – Vol. 76. – P. 11-20.

54.Wang, T. Ultrasonic effects on gas tungsten arc based wire additive manufacturing of aluminum matrix nanocomposite [Text] / T. Wang, V. Mazánová, X. Liu // Materials & Design. – 2022. – Vol. 214. – P. 110393.

55.Wang, Y. Research on plasma arc additive manufacturing of Inconel 625 Ni–Cu functionally graded materials [Text] / Y. Wang, S. Konovalov, X. Chen, R. A. Singh, S. Jayalakshmi // Materials Science and Engineering: A. – 2022. – Vol. 853. – P. 143796.

56.Galeazzi, D. Evaluation of thermal and geometric properties of martensitic stainless steel thin walls built by additive manufacturing cold metal transfer (CMT) processes [Text] / D. Galeazzi, A. B. Viviani, P. R. Jaeger, M. B. Schwedersky // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2022. – Vol. 120. – P. 2151-2165.

57.Selvi, S. Cold metal transfer (CMT) technology-An overview [Text] / S. Selvi, A. Vishvaksenan, E. Rajasekar // Defence technology. – 2018. – Vol. 14. – P. 28-44.

58.Cornacchia, G. Study and characterization of EN AW 6181/6082-T6 and EN AC 42100-T6 aluminum alloy welding of structural applications: Metal Inert Gas (MIG), Cold Metal Transfer (CMT), and Fiber Laser-MIG Hybrid Comparison [Text] / G. Cornacchia, S. Cecchel // Metals. – 2020. – Vol. 10. – P. 441.

59.Mezrag, B. Indirect approaches for estimating the efficiency of the cold metal transfer welding process. [Text] / B. Mezrag, F. Deschaux Beaume, S. Rouquette, M. Benachour // Science and Technology of Welding and Joining. – 2018. – Vol. 23. – P. 508-519.

60.Cunningham, C. R. Invited review article: Strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing [Text] / C. R. Cunningham, J. M. Flynn, A. Shokrani, V. Dhokia, S. T. Newman // Additive Manufacturing. – 2018. – Vol. 22. – P. 672-686.

61.Ding, D. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests [Text] / D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, H. Li // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2015. – Vol. 81. – P. 465-481.

62.Wang, Y. Microstructure and mechanical properties of Inconel 625 fabricated by wire-arc additive manufacturing [Text] / Y. Wang, X. Chen, & C. Su // Surface and Coatings Technology. –2019. – Vol. 374. – P. 116-123.

63.Wang, Y. Effect of magnetic field on the microstructure and mechanical properties of inconel 625 superalloy fabricated by wire arc additive manufacturing [Text] / Y. Wang, X. Chen, Q. Shen, C. Su, Y. Zhang, S. Jayalakshmi, R. A. Singh // Journal of Manufacturing Processes. – 2021. – Vol. 64. – P. 10-19.

64.Aamir, M. A review: Drilling performance and hole quality of aluminium alloys for aerospace applications [Text] / M. Aamir, K. Giasin, M. Tolouei-Rad, A. Vafadar // Journal of Materials Research and Technology. – 2020. – Vol. 9. – P. 12484-12500.

65.Hirsch, J. Recent development in aluminium for automotive applications [Text] / J. Hirsch // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2014. – Vol. 24. – P. 1995-2002.

66.Azarniya, A. Recent advances in ageing of 7xxx series aluminum alloys: a physical metallurgy perspective [Text] / A. Azarniya, A. K. Taheri, K. K. Taheri // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 781. – P. 945-983.

67.Hosseinabadi, O. F. A review on ultimate strength of aluminium structural

elements and systems for marine applications [Text] / O. F. Hosseinabadi, M. R. Khedmati // Ocean Engineering. – 2021. – Vol. 232. – P. 109153.

68.Guan, W. Crushing analysis and multi-objective optimization of a cutting aluminium tube absorber for railway vehicles under quasi-static loading [Text] / W. Guan, G. Gao, J. Li, Y. Yu // Thin-Walled Structures. – 2018. – Vol. 123. – P. 395-408.

69.Luo, X. Experimental and computational insights into self-assembly sodium oleate on anodized aluminum interface in electric field [Text] / X. Luo, C. Ren, J. Wu, D. Zhang, Y. Xi, X. Yan, C. Dong // Corrosion Science. – 2022. – Vol. 203. – P. 110334.

70.Cam, G. Recent developments in friction stir welding of Al-alloys [Text] / G. Cam, S. Mistikoglu // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2014. – Vol. 23. – P. 1936-1953.

71.Gu, T. Microstructure evolution and mechanical properties of laser additive manufacturing of high strength Al-Cu-Mg alloy [Text] / T. Gu, B. Chen, C. Tan, J. Feng // Optics & Laser Technology. – 2019. – Vol. 112. – P. 140-150.

72.Xue, C. Improving mechanical properties of wire arc additively manufactured AA2196 Al–Li alloy by controlling solidification defects [Text] / C. Xue, Y. Zhang, P. Mao, C. Liu, Y. Guo, F. Qian, J. Wang // Additive Manufacturing. – 2021. – Vol. 43. – P. 102019.

73.Fang, X. Microstructure evolution of wire-arc additively manufactured 2319 aluminum alloy with interlayer hammering [Text] / X. Fang, L. Zhang, G. Chen, K. Huang, F. Xue, L. Wang, B. Lu // Materials Science and Engineering: A. – 2021. – Vol. 800. – P. 140168.

74.Ma, G. Optimization strategies for robotic additive and subtractive manufacturing of large and high thin-walled aluminum structures [Text] / G. Ma, G. Zhao, Z. Li, M. Yang, W. Xiao // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. –

2019. – Vol. 101. – P. 1275-1292.

75.Liang, Z. Characteristics of metal droplet transfer in wire-arc additive manufacturing of aluminum alloy [Text] / Z. Liang, J. Li, Y. Luo, J. Hao, C. Zhang, J. Xu, D. Chen // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2018. – Vol. 99. – P. 1521-1530.

76.Sinha, A. K. Effect on Microstructure and Mechanical Property of 4043 Wire Arc Additively Manufactured Aluminum Alloy with Different Process Parameters [Text] / A. K. Sinha, S. Ranjan, K. P. Yagati // In Next Generation Materials and Processing Technologies. – 2021. – Vol. 9. – P. 171-184.

77.Sun, J. Residual stress in wire and arc additively manufactured aluminum components [Text] / J. Sun, J. Hensel, M. Köhler, K. Dilger // Journal of Manufacturing Processes. – 2021. – Vol. 65. – P. 97-111.

78.Yehorov, Y. Exploring the use of switchback for mitigating homoepitaxial unidirectional grain growth and porosity in WAAM of aluminium alloys [Text] / Y. Yehorov, L. J. da Silva, A. Scotti // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. –2019. – Vol. 104. – P. 1581-1592.

79.Gu, J. Microstructure, defects, and mechanical properties of wire+ arc additively manufactured AlCu4. 3-Mg1. 5 alloy [Text] / J. Gu, M. Gao, S. Yang, J. Bai, Y. Zhai, J. Ding // Materials & Design. – 2020. – Vol. 186. – P. 108357.

80.Wu, B. A review of the wire arc additive manufacturing of metals: properties, defects and quality improvement [Text] / B. Wu, Z. Pan, D. Ding, D. Cuiuri, H. Li, J. Xu, J. Norrish // Journal of Manufacturing Processes. – 2018. – Vol. 35. – P. 127-139.

81.Gu, J. Design and cracking susceptibility of additively manufactured Al-Cu-Mg alloys with tandem wires and pulsed arc [Text] / J. Gu, J. Bai, J. Ding, S. Williams, L. Wang, K. Liu // Journal of Materials Processing Technology. – 2018. – Vol. 262. – P. 210-

220.

82.Wu, B. Effects of heat accumulation on the arc characteristics and metal transfer behavior in Wire Arc Additive Manufacturing of Ti6Al4V [Text] / B. Wu, D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, H. Li, J. Han, Z. Fei // Journal of Materials Processing Technology. – 2017. – Vol. 250, – P. 304-312.

83.Elmer, J. W. The effect of atmosphere on the composition of wire arc additive manufactured metal components [Text] / J. W. Elmer, G. Gibbs // Science and Technology of Welding and Joining. – 2019. – Vol. 24. – P. 367-374.

84.Chang, T. Wire and arc additive manufacturing of dissimilar 2319 and 5B06 aluminum alloys [Text] / T. Chang, X. Fang, G. Liu, H. Zhang, K. Huang // Journal of Materials Science & Technology. – 2022. – Vol. 124. – P. 65-75.

85.Wei, J. Microstructure refinement and mechanical properties enhancement of wire-arc additive manufactured 2219 aluminum alloy assisted by interlayer friction stir processing [Text] / J. Wei, C. He, M. Qie, Y. Li, Y. Zhao, G. Qin, L. Zuo // Vacuum. – 2022. – Vol. 203. – P. 111264.

86.Chen, S. Thermal–microstructural analysis of the mechanism of liquation cracks in wire-arc additive manufacturing of Al–Zn–Mg–Cu alloy [Text] / S. Chen, M. Xu, T. Yuan, X. Jiang, H. Zhang, X. Zheng // Journal of Materials Research and Technology. – 2022. – Vol. 16. – P. 1260-1271.

87.Langelandsvik, G. Wire arc additive manufacturing of AA5183 with TiC nanoparticles [Text] / G. Langelandsvik, M. Eriksson, O. M. Akselsen, H. J. Roven // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2022. – Vol. 119. – P. 1047-1058.

88.Mclean, N. Understanding the grain refinement mechanisms in aluminium 2319 alloy produced by wire arc additive manufacturing [Text] / N. Mclean, M. J. Bermingham,

P. Colegrove, A. Sales, M. S. Dargusch // Science and Technology of Welding and Joining. – 2022. – Vol. 27. – P. 1-11.

89.Cai, X. Advanced mechanical properties of nickel-aluminum bronze/steel composite structure prepared by wire-arc additive manufacturing [Text] / X. Cai, Z. Wang, L. Dong, M. Yang, J. Zhou, F. Xue // Materials & Design. – 2022. – Vol. 221. – P. 110969.

90.Chang, T. Wire and arc additive manufacturing of dissimilar 2319 and 5B06 aluminum alloys [Text] / T. Chang, X. Fang, G. Liu, H. Zhang, K. Huang // Journal of Materials Science & Technology. – 2022. – Vol. 124. – P. 65-75.

91.Horgar, A. Additive manufacturing using WAAM with AA5183 wire [Text] / A. Horgar, H. Fostervoll, B. Nyhus, X. Ren, M. Eriksson, O. M. Akselsen // Journal of Materials Processing Technology. – 2018. – Vol. 259. – P. 68-74.

92.Li, S. Comparative study on the microstructures and properties of wire+ arc additively manufactured 5356 aluminium alloy with argon and nitrogen as the shielding gas [Text] / S. Li, L. J. Zhang, J. Ning, X. Wang, G. F. Zhang, J. X. Zhang, B. Fatemeh // Additive Manufacturing. –2020. – Vol. 34. – P. 101206.

93.Bai, J. Y. Mechanical properties of 2219-Al components produced by additive manufacturing with TIG [Text] / J. Y. Bai, C. L. Yang, S. B. Lin, B. L. Dong, C. L. Fan // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2016. – Vol. 86. – P. 479-485.

94.Liu, G. Microstructure and mechanical properties of 2219 aluminum alloy fabricated by double-electrode gas metal arc additive manufacturing [Text] / G. Liu, J. Xiong, L. Tang // Additive Manufacturing. – 2020. – Vol. 35. – P. 101375.

95.Miao, Q. Comparative study of microstructure evaluation and mechanical properties of 4043 aluminum alloy fabricated by wire-based additive manufacturing // Q. Miao, D. Wu, D. Chai, Y. Zhan, G. Bi, F. Niu, G. Ma // Materials & Design. – 2020. –

Vol. 186. – P. 108205.

96.Zhou, S. Microstructure and mechanical properties of wire arc additively manufactured 205A high strength aluminum alloy: The comparison of as-deposited and T6 heat-treated samples [Text] / S. Zhou, K. Wu, G. Yang, B. Wu, L. Qin, H. Wu, C. Yang // Materials Characterization. – 2022. – Vol. 189. – P. 111990.

97.Derekar, K. S. Effect of pulsed metal inert gas (pulsed-MIG) and cold metal transfer (CMT) techniques on hydrogen dissolution in wire arc additive manufacturing (WAAM) of aluminium [Text] / K. S. Derekar, A. Addison, S. S. Joshi, X. Zhang, J. Lawrence, L. Xu, D. Griffiths // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2020. – Vol. 107. – P. 311-331.

98.Cong, B. A comparative study of additively manufactured thin wall and block structure with Al-6.3% Cu alloy using cold metal transfer process. [Text] / B. Cong, Z. Qi, B. Qi, H. Sun, G. Zhao, J. Ding // Applied Sciences. – 2017. – Vol. 7. – P. 275.

99.Fang, X. Correlations between microstructure characteristics and mechanical properties in 5183 aluminium alloy fabricated by wire-arc additive manufacturing with different arc modes [Text] / X. Fang, L. Zhang, G. Chen, X. Dang, K. Huang, L. Wang, B. Lu // Materials. –2018. – Vol. 11. – P. 2075.

100.Yuan, L. Fabrication of metallic parts with overhanging structures using the robotic wire arc additive manufacturing [Text] / L. Yuan, Z. Pan, D. Ding, Z. Yu, S. van Duin, H. Li, J. Norrish // Journal of Manufacturing Processes. – 2021. – Vol. 63. – P. 24-34.

101.Mai, D. S. Wire and arc additive manufacturing of 308L stainless steel components: Optimization of processing parameters and material properties [Text] / D. S. Mai, T. K. Doan, H. Paris // Engineering Science and Technology, an International Journal. – 2021. – Vol. 24. – P. 1015-1026.

102.Dinovitzer, M. Effect of wire and arc additive manufacturing (WAAM) process parameters on bead geometry and microstructure [Text] / M. Dinovitzer, X. Chen, J. Laliberte, X. Huang, H. Frei // Additive Manufacturing. – 2019. – Vol. 26. – P. 38-146.

103.Cong, B. Influence of cold metal transfer process and its heat input on weld bead geometry and porosity of aluminum-copper alloy welds [Text] / B. Cong, R. Ouyang, B. Qi, J. Ding // Rare Metal Materials and Engineering. – 2016. – Vol. 45. – P. 606-611.

104.Zhou, Y. Influence of travel speed on microstructure and mechanical properties of wire+ arc additively manufactured 2219 aluminum alloy [Text] / Y. Zhou, X. Lin, N. Kang, W. Huang, J. Wang, Z. Wang // Journal of Materials Science & Technology. – 2020. – Vol. 37. – P. 143-153.

105.Tawfik, M. M. Effect of travel speed on the properties of Al-Mg aluminum alloy fabricated by wire arc additive manufacturing [Text] / M. M. Tawfik, M. M. Nemat-Alla, M. M. Dewidar // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2021. – Vol. 30. – P. 7762-7769.

106.Li, R. Effect of path strategy on residual stress and distortion in laser and cold metal transfer hybrid additive manufacturing [Text] / R. Li, G. Wang, X. Zhao, F. Dai, C. Huang, M. Zhang, H. Zhang // Additive Manufacturing. – 2021. – Vol. 46. – P. 102203.

107.Koehler, M. Comparative study of deposition patterns for DED-Arc additive manufacturing of Al-4046 [Text] / M. Koehler, L. Sun, J. Hensel, S. Pallaspuro, J. Kömi, K. Dilger, Z. Zhang // Materials & Design. –2021. – Vol. 210. – P. 110122.

108.Arana, M. Influence of deposition strategy and heat treatment on mechanical properties and microstructure of 2319 aluminium WAAM components [Text] / M. Arana, E. Ukar, I. Rodriguez, D. Aguilar, P. Álvarez // Materials & Design. – 2022. – Vol. 221. – P. 110974.

109.Ayarkwa, K. F. Effect of the deposition strategy on Al-Cu alloy wire+ arc

additive manufacture [Text] / K. F. Ayarkwa, Z. Pinter, E. Eimer, S. Williams, J. Ding, W. Suder // SVR-Materials Science and Engineering Technology. – 2021. – Vol. 221. – P. 110974.

110.Gu, J. Influence of deposition strategy of structural interface on microstructures and mechanical properties of additively manufactured Al alloy [Text] / J. Gu, S. Yang, M. Gao, J. Bai, K. Liu // Additive Manufacturing. – 2020. – Vol. 1. – P. 28-34.

111. Су, Ч. The macroscopic morphology of wire arc additive manufactured Al-5Mg alloys [Текст] / Ч. Су, С.В. Коновалов, Л. Хуан // «Технические науки: проблемы и решения»: сб. статей LXVII Международной научно-практической конференции. – Москва, 2022. – С. 79-83.

112.Su, C. Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of Al-Mg alloys fabricated by WAAM [Text] / C. Su, X. Chen, C. Gao, Y. Wang // Applied Surface Science. – 2019. – Vol. 486. – P. 431-440.

113.Су, Ч. Влияние режима дуги на микроструктуру и микротвердость Al-5Mg сплава при проволочно-дуговом аддитивном производстве [Текст] / Ч. Су, С. Чэн, Х. Хао // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2023. – №. 4. – С. 39 - 45.

114.Wang, Y. In-situ wire-feed additive manufacturing of Cu-Al alloy by addition of silicon [Text] / Y. Wang, X. Chen, S. Konovalov, C. Su, A. N. Siddiquee, N. Gangil // Applied Surface Science. – 2019. – Vol. 487. – P. 1366-1375.

115.Wang, Y. Microstructure and mechanical properties of Cu-6.5% al alloy deposited by wire arc additive manufacturing [Text] / Y. Wang, C. Su, S. Konovalov // Metallography, Microstructure, and Analysis. – 2021. – Vol. 10. – P. 634-641.

116.Су, Ч. Comparing the mechanical properties of wire arc additive manufactured Al-5Mg alloys in different arc modes [Текст] / Ч. Су, С.В. Коновалов // «Advances in

Science and Technology» : сб. статей XLIX Международной научно-практической конференции. – Москва, 2022. – С. 167-169.

117.Aldalur, E. Metal transfer modes for wire arc additive manufacturing Al-Mg alloys: influence of heat input in microstructure and porosity [Text] / E. ldalur, A. Suárez, F. Veiga // Journal of Materials Processing Technology. – 2021. – Vol. 297. – P. 117271.

118.Ren, L. Effect of Mg content on microstructure and properties of Al–Mg alloy produced by the wire arc additive manufacturing method [Text] / L. Ren, H. Gu, W. Wang, S. Wang, C. Li, Z. Wang, P. Ma // Materials. –2019. – Vol. 12. – P. 4160.

119.Oyama, K. Heat source management in wire-arc additive manufacturing process for Al-Mg and Al-Si alloys [Text] / K. Oyama, S. Diplas, M. M'hamdi, A. E. Gunnæs, A. S. Azar // Additive Manufacturing. – 2019. – Vol. 26. – P. 180-192.

120.Easton, M. A. Improved prediction of the grain size of aluminum alloys that includes the effect of cooling rate [Text] / M. A. Easton, D. H. StJohn // Materials Science and Engineering: A. – 2008. – Vol. 486. – P. 8-13.

121.Feng, Y. The double-wire feed and plasma arc additive manufacturing process for deposition in Cr-Ni stainless steel [Text] / Y. Feng, B. Zhan, J. He, K. Wang // Journal of Materials Processing Technology. – 2018. – Vol. 259. – P. 206-215.

122.Wu, Q. Effect of molten pool size on microstructure and tensile properties of wire arc additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy [Text] / Q. Wu, J. Lu, C. Liu, H. Fan, X. Shi, J. Fu, S. Ma // Materials. – 2017. – Vol. 10. – P. 749.

123.Zuback, J. S. The hardness of additively manufactured alloys [Text] / J. S. Zuback, T. DebRoy // Materials. – 2018. – Vol. 11. – P. 2070.

124.Gao, T. Effect of Ce on the microstructure and mechanical properties of 5356 aluminum alloy [Text] / T. Gao, H. Liu, F. Wang, Y. Chen // Materials Science and Technology. – 2016. – Vol. 24. – P. 34–39.

125.Su, C. Effect of deposition strategies on the microstructure and tensile properties of wire arc additive manufactured Al-5Si alloys [Text] / C. Su, X. Chen, S. Konovalov, R. Arvind Singh, S. Jayalakshmi, L. Huang // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2021. – Vol. 30. – P. 2136-2146.

126.Su, C. Effect of depositing torch angle on the first layer of wire arc additive manufacture using cold metal transfer (CMT) [Text] / C. Su, X. Chen // Industrial Robot: the international journal of robotics research and application. – 2019. – Vol. 46. – P. 259-266.

127.Huang, L. Modeling and optimization of solidification cracking of 4043 aluminum alloys produced by cold metal transfer welding [Text] / L. Huang, X. Chen, S. Konovalov, M. Wang, C. Su, L. Han, Y. Wang // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2022. – Vol. 31. – P. 1-15.

128. Пат. 202110633084.2 Китай. Синергетический метод и устройство для лазерно-дугового композитного аддитивного производства с использованием металлической проволоки и порошка металла [Текст] / Ч. Су, Я. Ван, Ц. Ли, С. Чэнь, С.В. Коновалов; заявитель и патентообладатель Wenzhou Jinghe Zhizao Technology Co., Ltd. - № 202110633084.2; заявл. 07.06.21; опубл. 17.01.23, Бюл. – 16 с.

129.Су, Ч. Микроструктура и механические свойства проволоки дугочного аддитивного производства сплава Al – 5Si [Текст] / Ч. Су, С. Чэн, Х. Хао // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2024. – №. 1. – С. 120 - 126.

130.Су, Ч. The macroscopic morphology of wire arc additive manufactured Al-5Si alloys using different deposition strategies [Текст] / Ч. Су, С.В. Коновалов, Л. Хуан // «Всероссийские научные чтения - 2022»: сб. статей Всероссийской научно-практической конференции. – Петрозаводск, 2022. – С. 40-43.

131.Су, Ч. The mechanical properties of WAAM-CMT Al-5Si Alloy [Текст] / Ч. Су, С.В. Коновалов // «Материалы во внешних полях»: сб. статей XII Международного онлайн симпозиума. – Новокузнецк, 2023. – С. 113.

132. Chen, X. Cold metal transfer (CMT) based wire and arc additive manufacture (WAAM) system [Text] / X. Chen, C. Su, Y. Wang, A. N. Siddiquee, K. Sergey, S. Jayalakshmi, R. A. Singh // Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. – 2018. – Vol. 12. – P. 1278-1284.

133.Qi, Z. Microstructure and mechanical properties of wire + arc additively manufactured Al-Mg-Si aluminum alloy [Text] / Z. Qi, B. Qi, B. Cong, R. Zhang // Materials Letters. – 2018. – Vol. 233. – P. 348-350.

134.Thijs, L. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder [Text] / L. Thijs, K. Kempen, J. P. Kruth, J. Van Humbeeck // Acta Materialia. – 2013. – Vol. 61. – P. 1809-1819.

135.DebRoy, T. Additive manufacturing of metallic components–process, structure and properties [Text] / T. DebRoy, H. L. Wei, J. S. Zuback, T. Mukherjee, J. W. Elmer, J. O. Milewski, W. Zhang // Progress in Materials Science. – 2018. – Vol. 92. – P. 112-224.

136.Kang, H. S. Microstructure selections in the undercooled hypereutectic Al–Si alloys [Text] / H. S. Kang, W. Y. Yoon, K. H. Kim, M. H. Kim, Y. P. Yoon // Materials Science and Engineering: A. – 2005. – Vol. 404. – P. 117-123.

137.Jiang, B. A novel modifier on eutectic Si and mechanical properties of Al-Si alloy [Text] / B. Jiang, Z. Ji, M. Hu, H. Xu, S. Xu // Materials Letters. – 2019. – Vol. 239. – P. 13-16.

138.Yang, Q. Microstructure and mechanical properties of AlSi7Mg0. 6 aluminum alloy fabricated by wire and arc additive manufacturing based on cold metal transfer (WAAM-CMT) [Text] / Q. Yang, C. Xia, Y. Deng, X. Li, H. Wang // Materials. – 2019. –

Vol. 12. – P. 2525.

139.Haselhuhn, A. S. Structure-property relationships of common aluminum weld alloys utilized as feedstock for GMAW-based 3-D metal printing [Text] / A. S. Haselhuhn, M. W. Buhr, B. Wijnen, P. G. Sanders, J. M. Pearce // Materials Science and Engineering: A. – 2016. – Vol. 673. – P. 511-523.

140.Rashid, R. Effect of energy per layer on the anisotropy of selective laser melted AlSi12 aluminium alloy [Text] / R. Rashid, S. H. Masood, D. Ruan, S. Palanisamy, R. R. Rashid, J. Elambasseril, M. Brandt // Additive Manufacturing. – 2018. – Vol. 22. – P. 426-439.

141.Li, X. Dynamic recrystallization behaviors of high Mg alloyed Al-Mg alloy during high strain rate rolling deformation [Text] / X. Li, W. Xia, H. Yan, J. Chen, B. Su, M. Song, Y. Li // Materials Science and Engineering: A. – 2019. – Vol. 753. – P. 59-69.

142.Mao, G. Effect of cooling conditions on microstructures and mechanical behaviors of reheated low-carbon weld metals [Text] / G. Mao, R. Cao, C. Cayron, X. Mao, R. Logé, J. Chen // Materials Science and Engineering: A. – 2019. – Vol. 744. – P. 671-681.

143.Zhang, Y. Microstructure and mechanical properties of Al-12Si alloys fabricated by ultrasonic-assisted laser metal deposition [Text] / Y. Zhang, Y. Guo, Y. Chen, Y. Cao, H. Qi, S. Yang // Materials. – 2019. – Vol. 13. – P. 126.

144. Koli, Y. Control of humping phenomenon and analyzing mechanical properties of Al–Si wire-arc additive manufacturing fabricated samples using cold metal transfer process [Text] / Y. Koli, N. Yuvaraj, A. Sivanandam, Vipin // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science. – 2022. – Vol. 236. – P. 984-996.

145.Guo, Y. Comparative study on wire-Arc additive manufacturing and

conventional casting of Al–Si alloys: Porosity, Microstructure and Mechanical Property [Text] / Y. Guo, Q. Han, J. Hu, X. Yang, P. Mao, J. Wang, C. Liu // Acta Metallurgica Sinica. – 2022. – Vol. 35. – P. 475-485.

ПРИЛОЖЕНИЕ А. ПАТЕНТНОЕ СВИДЕТЕЛЬСТВО

证书号第5698625号

发明专利证书

发明名称：一种丝-粉协同+激光-电弧复合的增材制造装置及方法

发明人：苏传出;王艳虎;李强;陈希章;谢尔盖·科诺瓦洛夫迪夫·弗拉迪斯拉夫;罗曼诺夫·丹尼斯

专利号：ZL 2021 1 0633084.2

专利申请日：2021年06月07日

专利权人：温州竞合智造科技有限公司

地址：325000 浙江省温州市瓯海经济开发区东方南路38号温州市国家大学科技园

授权公告日：2023年01月17日　　授权公告号：CN 113385821 B

国家知识产权局依照中华人民共和国专利法进行审查，决定授予专利权，颁发发明专利证书并在专利登记簿上予以登记。专利权自授权公告之日起生效。专利权期限为二十年，自申请日起算。

专利证书记载专利权登记时的法律状况。专利权的转移、质押、无效、终止、恢复和专利权人的姓名或名称、国籍、地址变更等事项记载在专利登记簿上。

局长
申长雨

国家知识产权局 2023年01月17日

第1页(共2页)

其他事项参见续页

Авторы: Ч. Су (CHN)

/Перевод с китайского языка на русский язык/

Сертификат № 5698625

Патент на изобретение

Название изобретения: Синергетический филамент-порошок + лазерно-дуговое композитное аддитивное производство устройство и метод

Изобретатель: Су Чуанчу, Ван Яньху, Ли Цян, Чэн Сичжан, Коновалов Сергей Валерьевич; Деев Владислав Борисович, Романов Денис Анатольевич

Патент № ZL 2021 1 06330884.2

Дата подачи заявки на патент: 07 июня 2021 г.

Владелец авторских прав: Wenzhou Jinghe Intelligent Manufacturing Technology Co., Ltd. (Вэньчжоу Цзинхэ Интеллиджент Мануфэкчуринг Технолоджи Ко, Лтд)

Адрес: Научно-технический парк Вэньчжоуского национального университета, № 38 Dongfang South Road, зона экономического развития Оухай, город Вэньчжоу, провинция Чжэцзян, 325000

Дата объявления авторизации: 17 января 2023 г.

Номер объявления об авторизации: CN 113385821 B

Государственное ведомство интеллектуальной собственности проводит экспертизу в соответствии с Патентным законом КНР, принимает решение о предоставлении патентного права, выдает патентное свидетельство на изобретение и регистрирует его в Патентном реестре. Патентное право вступает в силу с даты выдачи и объявления, а срок действия патентного права составляет двадцать лет с даты подачи заявки.

В патентном свидетельстве фиксируется правовой статус патентного права на момент регистрации. Передача, залог, признание недействительным, прекращение, восстановление и изменение имени, гражданства и адреса патентообладателя регистрируются в Реестре патентов.

Директор бюро: Шэнь Чанъюй Дата: 17. 01. 2023

Печать: «Государственное бюро авторского права КНР Печать специально для Сертификата

Перевод на русский язык выполнил переводчик
Наумов Владимир Александрович

Российская Федерация

Город Самара, Самарская область

Двадцать третьего мая две тысячи двадцать третьего года

Я, Московцева Ирина Владимировна, нотариус города Самары Самарской области, свидетельствую подлинность подписи переводчика НАУМОВА ВЛАДИМИРА АЛЕКСАНДРОВИЧА.

Подпись сделана в моем присутствии.

Личность подписавшего документ установлена.

Зарегистрировано в реестре: № **14/95-н/63-2023-1-1070**.

Уплачено за совершение нотариального действия: 600 руб. 00 коп.

И.В.Московцева

Нотариус И.В.Московцева

Итого в этом документе пронумеровано, прошито и скреплено печатью ___ лист(ов)

ПРИЛОЖЕНИЕ Б. ПАТЕНТНОЕ СВИДЕТЕЛЬСТВО

P20211850-1

国 家 知 识 产 权 局

325000

浙江省温州市鹿城区车站大道 577 号财富中心 1303 室东首
温州联赢知识产权代理事务所（普通合伙） 魏巍(18622682065)

发文日：

2021 年 11 月 23 日

申请号或专利号：**202111387087.9**　　发文序号：**2021112300204050**

专 利 申 请 受 理 通 知 书

根据专利法第 28 条及其实施细则第 38 条、第 39 条的规定，申请人提出的专利申请已由国家知识产权局受理。现将确定的申请号、申请日、申请人和发明创造名称通知如下：

申请号：202111387087.9
申请日：2021 年 11 月 22 日
申请人：温州大学
发明创造名称：一种多热源可调配成分的增材制造装置及方法

经核实，国家知识产权局确认收到文件如下：
专利代理委托书 每份页数:2 页 文件份数:1 份
权利要求书 每份页数:4 页 文件份数:1 份 权利要求项数： 10 项
说明书摘要 每份页数:1 页 文件份数:1 份
发明专利请求书 每份页数:4 页 文件份数:1 份
实质审查请求书 每份页数:1 页 文件份数:1 份
说明书 每份页数:14 页 文件份数:1 份
说明书附图 每份页数:3 页 文件份数:1 份

提示：

1. 申请人收到专利申请受理通知书之后，认为其记载的内容与申请人所提交的相应内容不一致时，可以向国家知识产权局请求更正。

2. 申请人收到专利申请受理通知书之后，再向国家知识产权局办理各种手续时，均应当准确、清晰地写明申请号。

3. 国家知识产权局收到向外国申请专利保密审查请求书后，依据专利法实施细则第 9 条予以审查。

审 查 员：自动受理　　审查部门：专利局初审及流程管理部

/Перевод с китайского языка на русский язык/

Государственное бюро интеллектуальной собственности

Дата выпуска: 23 ноября 2021 г. Номер заявки или номер патента: 202111387087.9

Номер выпуска: 2021112300204050

Уведомление о принятии заявки на патент

В соответствии со статьей 28 Закона о патентах и статьями 38 и статьей 39 правил его применения, заявка на патент, поданная заявителем, была принята Государственным ведомством интеллектуальной собственности. Определенный номер заявки, дата подачи, заявитель и название изобретения настоящим сообщаются следующим образом:

Номер заявления: 202111387087. 9

Дата подачи документов: 22 ноября 2021 г.

Заявитель: Университет Вэньчжоу

Название изобретения: Устройство и способ аддитивного производства регулируемых компонентов с несколькими источниками тепла

После проверки Государственное ведомство интеллектуальной собственности подтвердило получение следующих документов:

Доверенность на патентного поверенного - Количество страниц в копии: 2 страницы, Количество копий: 1

Исковое заявление - Количество страниц в экземпляре: 4 страницы, Количество документов: 1, Количество пунктов формулы изобретения: 10

Резюме инструкций - Количество страниц в копии: 1 страница, количество копий: 1

Заявка на патент на изобретение - страниц в копии: 4 страницы, количество копий: 1

Запрос на экспертизу по существу - Количество страниц в копии: 1 страница, Количество копий документов: 1

Инструкции - Страниц в копии: 14 страниц, количество документов: 1

Инструкция с чертежами - страниц в экземпляре: 3 страницы, количество экземпляров документов: 1

Экзаменатор: автоматическое принятие

Экзаменационная часть: Первый отдел экспертизы и управления процессами Патентного ведомства

Перевод на русский язык выполнил переводчик
Наумов Владимир Александрович

Российская Федерация

Город Самара, Самарская область

Двадцать третьего мая две тысячи двадцать третьего года

Я, Московцева Ирина Владимировна, нотариус города Самары Самарской области, свидетельствую подлинность подписи переводчика НАУМОВА ВЛАДИМИРА АЛЕКСАНДРОВИЧА.

Подпись сделана в моем присутствии.

Личность подписавшего документ установлена.

Зарегистрировано в реестре: № **14/95-н/63-2023-1-1067**.

Уплачено за совершение нотариального действия: 600 руб. 00 коп.

И.В.Московцева

НОТАРИУС И.В.МОСКОВЦЕВА г. САМАРА

Нотариус И.В.Московцева

Итого в этом документе пронумеровано, прошито и скреплено печатью ____ листов

ПРИЛОЖЕНИЕ В. ПАТЕНТНОЕ СВИДЕТЕЛЬСТВО

P20210058-1

国 家 知 识 产 权 局

325000

浙江省温州市鹿城区车站大道 577 号财富中心 804 室
温州联赢知识产权代理事务所（普通合伙） 慈程麟(15968775355)

发文日：

2021 年 01 月 18 日

申请号或专利号：202110062773.2　　发文序号：2021011802070620

专 利 申 请 受 理 通 知 书

根据专利法第 28 条及其实施细则第 38 条、第 39 条的规定，申请人提出的专利申请已由国家知识产权局受理。现将确定的申请号、申请日、申请人和发明创造名称通知如下：

申请号：202110062773.2
申请日：2021 年 01 月 18 日
申请人：温州大学
发明创造名称：一种缆式焊丝 CMT 电弧增材制造双相-马氏体不锈钢的方法

经核实，国家知识产权局确认收到文件如下：
实质审查请求书 每份页数:1 页 文件份数:1 份
说明书 每份页数:6 页 文件份数:1 份
专利代理委托书 每份页数:2 页 文件份数:1 份
说明书摘要 每份页数:1 页 文件份数:1 份
发明专利请求书 每份页数:4 页 文件份数:1 份
权利要求书 每份页数:2 页 文件份数:1 份 权利要求项数： 5 项
说明书附图 每份页数:1 页 文件份数:1 份

提示：

1. 申请人收到专利申请受理通知书之后，认为其记载的内容与申请人所提交的相应内容不一致时，可以向国家知识产权局请求更正。

2. 申请人收到专利申请受理通知书之后，再向国家知识产权局办理各种手续时，均应当准确、清晰地写明申请号。

3. 国家知识产权局收到向外国申请专利保密审查请求书后，依据专利法实施细则第 9 条予以审查。

审 查 员：自动受理　　审查部门：专利局初审及流程管理部

/Перевод с китайского языка на русский язык/

Государственное бюро интеллектуальной собственности

Дата выпуска: 18 января 2021 г. Номер заявки или номер патента: 202110062773.2

Номер выпуска: 2021011802070620

Уведомление о принятии заявки на патент

В соответствии со статьей 28 Закона о патентах и статьями 38 и статьей 39 правил его применения, заявка на патент, поданная заявителем, была принята Государственным ведомством интеллектуальной собственности. Определенный номер заявки, дата подачи, заявитель и название изобретения настоящим сообщаются следующим образом:

Номер заявления: 202110062773. 2

Дата подачи документов: 18 января 2021 г.

Заявитель: Университет Вэньчжоу

Название изобретения: Способ изготовления дуплексно-мартенситной нержавеющей стали тросовой сварочной проволокой CMT дугового аддитивного производства

После проверки Государственное ведомство интеллектуальной собственности подтвердило получение следующих документов:

Запрос на экспертизу по существу - Количество страниц в копии: 1 страница, Количество копий документов: 1

Инструкции - Страниц в копии: 6 страниц, количество документов: 1

Доверенность на патентного поверенного - Количество страниц в копии: 2 страницы, Количество копий: 1

Резюме инструкций - Количество страниц в копии: 1 страница, количество копий: 1

Заявка на патент на изобретение - страниц в копии: 4 страницы, количество копий: Исковое заявление - Количество страниц в экземпляре: 2 страницы, Количество документов: 1, Количество пунктов формулы изобретения: 5

Инструкция с чертежами - страниц в экземпляре: 1 страницы, количество экземпляров документов: 1

Экзаменатор: автоматическое принятие

Экзаменационная часть: Первый отдел экспертизы и управления процессами Патентного ведомства

Перевод на русский язык выполнил переводчик
Наумов Владимир Александрович

Российская Федерация

Город Самара, Самарская область

Двадцать третьего мая две тысячи двадцать третьего года

Я, Московцева Ирина Владимировна, нотариус города Самары Самарской области, свидетельствую подлинность подписи переводчика НАУМОВА ВЛАДИМИРА АЛЕКСАНДРОВИЧА.

Подпись сделана в моем присутствии.

Личность подписавшего документ установлена.

Зарегистрировано в реестре: № **14/95-н/63-2023-1-1068**.

Уплачено за совершение нотариального действия: 600 руб. 00 коп.

И.В.Московцева

Нотариус И.В.Московцева

Итого в этом документе пронумеровано, прошито и скреплено печатью ____ листов

ПРИЛОЖЕНИЕ Г. ПАТЕНТНОЕ СВИДЕТЕЛЬСТВО

证书号第3742313号

发明专利证书

发明名称：一种超声波氩弧焊装置

发明人：陈希章;苏传出

专利号：ZL 2017 1 0251322.7

专利申请日：2017年04月18日

专利权人：温州大学

地址：325000 浙江省温州市瓯海区东方南路38号温州市国家大学科技园孵化器

授权公告日：2020年04月07日　　授权公告号：CN 106825964 B

国家知识产权局依照中华人民共和国专利法进行审查，决定授予专利权，颁发发明专利证书并在专利登记簿上予以登记。专利权自授权公告之日起生效。专利权期限为二十年，自申请日起算。

专利证书记载专利权登记时的法律状况。专利权的转移、质押、无效、终止、恢复和专利权人的姓名或名称、国籍、地址变更等事项记载在专利登记簿上。

局长
申长雨

国家知识产权局
2020年04月07日

第 1 页 (共 2 页)

其他事项参见背面

Авторы: Ч. Су (CHN)

/Перевод с китайского языка на русский язык/

Сертификат № 3742313

Патент на изобретение

Название изобретения: Аппарат ультразвуковой аргонодуговой сварки

Изобретатель: Чэн Сичжан, Су Чуанчу

Патент № ZL 2017 1 0251322. 7

Дата подачи заявки на патент: 18 апреля 2017 г.

Владелец авторских прав: Wenzhou University (Университет Вэньчжоу)

Адрес: Научно-технический парк Вэньчжоуского национального университета, № 38 Dongfang South Road, зона экономического развития Оухай, город Вэньчжоу, провинция Чжэцзян, 325000

Дата объявления авторизации: 7 апреля 2020 г.

Номер объявления об авторизации: CN 106825964 B

Государственное ведомство интеллектуальной собственности проводит экспертизу в соответствии с Патентным законом КНР, принимает решение о предоставлении патентного права, выдает патентное свидетельство на изобретение и регистрирует его в Патентном реестре. Патентное право вступает в силу с даты выдачи и объявления, а срок действия патентного права составляет двадцать лет с даты подачи заявки.

В патентном свидетельстве фиксируется правовой статус патентного права на момент регистрации. Передача, залог, признание недействительным, прекращение, восстановление и изменение имени, гражданства и адреса патентообладателя регистрируются в Реестре патентов.

Печать: «Государственное бюро авторского права КНР Печать специально для Сертификата

Директор бюро: Шэнь Чанъюй Дата: 07. 04. 2020

Перевод на русский язык выполнил переводчик
Наумов Владимир Александрович

Российская Федерация

Город Самара, Самарская область

Двадцать третьего мая две тысячи двадцать третьего года

Я, Московцева Ирина Владимировна, нотариус города Самары Самарской области, свидетельствую подлинность подписи переводчика НАУМОВА ВЛАДИМИРА АЛЕКСАНДРОВИЧА.

Подпись сделана в моем присутствии.

Личность подписавшего документ установлена.

Зарегистрировано в реестре: № **14/95-н/63-2023-1-1069**.

Уплачено за совершение нотариального действия: 600 руб. 00 коп.

И.В.Московцева

Нотариус И.В.Московцева

Итого в этом документе пронумеровано, прошито и скреплено печатью ____ листов

ПРИЛОЖЕНИЕ Д. АКТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ

Wenzhou Jinghe Intelligent Manufacturing Science& Technology Co., Ltd. Company Limited
ID:MA2ARQLQ-4
TAX ID:91330304MA2ARQLQ4C
Ouhai Economic Development Zone, 38 Dongfang South Road, Building 10, 6th Floor, 618-3 room. Wenzhou, 325006, Zhejiang, China

АКТ использования результатов диссертационной работы Су Чуанчу

« Исследование микроструктуры и механических свойств сплавов Al-5Mg и Al-5Si, полученных проволочно-дуговым аддитивным производством при разных технологических параметрах»

Проволочно-дуговое аддитивное производство (WAAM) представляет собой технологию прямого энергетического осаждения (DED) AM. По сравнению с процессами аддитивного производства на основе порошка, WAAM имеет преимущества высокой скорости наплавки, деталей формы, близкой к чистой, сокращенного времени выполнения заказов и металлических отходов, низкие материальные затраты и низкие затраты на настройку.Поэтому процесс WAAM больше подходит для создания большого количества компонентов, чем другие маршруты AM. В этой связи, в нашей компании использованы результаты диссертационной работы Су Чуанчу. Су Чуанчу провел исследования и мониторинг процессов технологии аддитивного производства, которые заложили основу базы данных процессов для подготовки новых продуктов и исследований и разработок новых материалов.Эти работы являются актуальными, новыми с научной точки зрения и практическими.

Соответствующие результаты исследований Су Чуанчу были применены к China Wenzhou Jinghe Intelligent Manufacturing Science& Technology Co., Ltd. Company Limited, которая подала заявку на патент (номера сертификатов: 202110633084.2).

Ожидаемый эффект от внедрения данных разработок составит более 200 тыс юаней (около 2 млн.руб.) в год.

Директор《Wenzhou Jinghe Intelligent Manufacturing Science& Technology Co., Ltd. Company Limited》 Лин Хайян

03.09.2021