

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«САМАРСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»

На правах рукописи

ДУНАЕВ Дмитрий Александрович

**ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ
ЗАГОТОВОК ИЗ СТАЛЕЙ И АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ,
ПОЛУЧЕННЫХ С ПРИМЕНЕНИЕМ ГИБРИДНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ НА
ОСНОВЕ ОБЪЕМНОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ**

Специальность 2.6.17. Материаловедение

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
кандидат технических наук, доцент
Жаткин Сергей Сергеевич

Самара - 2025

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	5
1 СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА. ПОСТАНОВКА ЦЕЛЕЙ И ЗАДАЧ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	11
1.1 Анализ современного состояния аддитивного производства	11
1.2 Технология WAAM и её виды. Влияние режимов WAAM на процесс наплавки. Дефекты алюминиевых сплавов и меры их предотвращения	33
1.2.1 Технология WAAM и её разновидности	33
1.2.2 Влияние режимов WAAM на процесс наплавки алюминиевых сплавов	35
1.2.3 Дефекты алюминиевых сплавов при WAAM и методы их предотвращения.....	37
1.3 Роботизация и автоматизации технологии WAAM. Применение МИО и поверхностного модифицирования для алюминиевых сплавов	45
1.3.1 Роботизация и автоматизация в системах WAAM.....	45
1.3.2 Системы адаптивного управления и контроля в роботизированных комплексах	48
1.3.3 Физические и термические способы постобработки изделий, полученных по WAAM технологии	50
1.4 Алюминиевые сплавы, используемые в аддитивных технологиях	53
1.4.1 Специфика применения алюминиевых сплавов в аддитивном производстве	53
1.4.2 Деформируемые алюминиевые сплавы в аддитивных технологиях	56
1.4.3 Литейные алюминиевые сплавы в аддитивных технологиях	60
1.4.4 Присадочные проволоки из алюминиевых сплавов для аддитивного производства	62
1.5 Выводы по главе 1.....	64
2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ	66
2.1 Материалы исследования	66
2.2 Экспериментальная установка электродуговой наплавки.....	68

2.3 Описание технологии ЭДН	70
2.4 Методика испытаний механических свойств выращенных заготовок по технологии ЭДН	71
2.5 Методика исследования образцов на коэффициент термического линейного расширения	72
2.6 Методики исследования микроструктуры и измерения микротвердости наплавленных зон	74
2.7 Методика применения МИО в процессе ЭДН	75
2.8 Методика применения электродугового поверхностного модифицирования (ЭДПМ) после ЭДН	76
3 ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ОБЪЁМНОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Fe И Al	79
3.1 Влияние режимов и параметров объёмной электродуговой наплавки на структуру и физико-механические свойства заготовок из сталей 09Г2С, 06Х19Н9Т	79
3.2 Влияние режимов и параметров объёмной электродуговой наплавки на структуру и физико-механические свойства заготовок из алюминиевых сплавов СвАМг5 и СвАК5	85
3.3 Выводы по главе 3	107
4 ВЛИЯНИЕ ГИБРИДНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЗАГОТОВОК ИЗ СПЛАВА СвАК5, ПОЛУЧЕННЫХ ОБЪЕМНОЙ ЭДН	109
4.1 Исследование параметров жидкофазной магнитно-импульсной обработки на структуру и физико-механические свойства заготовок из алюминиевого сплава СвАК5	109
4.2 Исследование параметров твердофазного электродугового поверхностного модифицирования на структуру и физико-механические свойства заготовок из алюминиевого сплава СвАК5	125
4.3 Выводы по главе 4	135

5 ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННАЯ АПРОБАЦИЯ РАЗРАБОТАННЫХ ТЕХНИКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ	138
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	144
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ	146
ПРИЛОЖЕНИЕ А	163
ПРИЛОЖЕНИЕ Б.....	164

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы. В связи с усложнением конструкции и повышением требований к структуре и свойствам деталей ответственного назначения из сплавов различных систем в настоящее время проводятся интенсивные исследования, направленные на внедрение в производство новых способов их получения.

Из ряда аддитивных технологий, основанных на использовании металломатричных материалов, выделяется электродуговая наплавка (ЭДН), сочетающая высокую производительность и сравнительно низкую себестоимость процессов получения крупногабаритных заготовок, заготовок сложной конфигурации, а также при восстановительных и ремонтных работах.

Однако ЭДН, как и все аддитивные технологии, основанные на металломатричных материалах, характеризуется рядом недостатков: неоднородность по химическому составу, макро- и микроструктуры; специфические дефекты (несплавление слоев, поры различной природы), высокая шероховатость и невысокая геометрическая точность заготовок.

Поэтому, все большую **актуальность** приобретают разработки, так называемых, *гибридных технологий*, сочетающих аддитивное производство с одним или несколькими дополнительными процессами, которые оказывают синергический эффект на качество заготовок и деталей, функциональность и/или производительность процесса в целом. Такой подход в полной мере соответствует приоритетным направлениям стратегии научно-технологического развития Российской Федерации до 2035 года и стратегии развития аддитивных технологий в Российской Федерации на период до 2030 года.

Работа выполнена при финансовой поддержке ГАУ «Центр инновационного развития и кластерных инициатив» по направлению «Реализация мероприятий по развитию инжинирингового центра аэрокосмического кластера Самарской области» (проект «Разработка автоматизированного комплекса и технико-технологических решений для сварки и наплавки в целях развития ремонта и сервиса», 2019 г.), Минобрнауки РФ в рамках проектной части

государственного задания № 0778-2020-0005 (проект «Исследование механизмов формирования трехмерных объектов в системе «твердое-жидкое-твердое» в процессах прямого подвода энергии и материала», 2020-2022 г.г.), Российского научного фонда (проект «Исследование процессов формирования структуры и свойств материалов, полученных электродуговой наплавкой для производства деталей из алюминиевых сплавов в аэрокосмической промышленности», 2023-2024 г.г.).

Основная часть исследований, экспериментов и испытаний выполнена на базе «Центра литейных технологий» (ЦЛТ), Центра коллективного пользования «Исследование физико-химических свойств веществ и материалов» ФГБОУ ВО СамГТУ и НИЛ-41 «Прогрессивные технологические процессы пластического деформирования» ФГАОУ В «Самарский национальный исследовательский университет им. Академика С.П. Королева».

Цель диссертационной работы: установление особенностей формирования структуры и свойств заготовок из сплавов на основе Fe и Al, получаемых способом объёмной электродуговой наплавки за счет гибридизации с магнитно-импульсной обработкой наплавляемых слоев, а также электродуговым воздействием неплавящимся электродом на поверхность выращенных заготовок.

Для достижения поставленной цели решали следующие задачи:

1. Исследовать влияние параметров ЭДН на геометрию, структуру и свойства заготовок из сталей 09Г2С и 06Х19Н9Т.
2. Исследовать влияние режимов и параметров ЭДН на структуру и физико-механические свойства заготовок из сплавов СвАМг5 и СвАК5.
3. Оценить эффективность магнитно-импульсной обработки (МИО) на структуру и свойства наплавляемых слоев из сплава СвАК5.
4. Оценить эффективность электродугового поверхностного модифицирования (ЭДПМ) неплавящимся электродом на структуру и свойства заготовок из сплава СвАК5.
5. Выполнить опытно-промышленную апробацию разработанных технико-технологических подходов.

Объектом исследования являются процессы объемной электродуговой наплавки.

Предметом исследования являются заготовки из сплавов на основе Fe и Al.

Научная новизна:

1. Установлено, что жидкотекучесть и объемная усадка сталей марок 09Г2С и 06Х19Н9Т влияют на геометрическую точность заготовок по отношению к электронно-геометрической модели: увеличение размеров при использовании стали 09Г2С с повышенной жидкотекучестью; уменьшение размеров при использовании стали 06Х19Н9Т с повышенной объемной усадкой.
2. Установлено, что укрупнение дендритов и увеличение пористости в заготовках из сплавов СвАМг5 и СвАК5 происходит в последовательности **импульсный режим Cold Arc (ИР-СА) → импульсный режим (ИР) → непрерывный режим (НР)**, что связано с увеличением тепловложения вызывающим увеличение перегрева, объема и времени существования жидкой фазы, а также **снижение скорости охлаждения при затвердевании**.
3. Установлено влияние размера зерна на коэффициент термического линейного расширения алюминиевого сплава СвАК5 при нагреве выращенных заготовок в интервале температур $20 \div 400$ °С.
4. Впервые установлено, что жидкофазная МИО наплаваемых слоев способствует измельчению структуры и росту механических свойств сплава СвАК5.
5. Впервые исследовано влияние твердофазного ЭДПМ на структуру и свойства сплава СвАК5. Установлено, что ЭДПМ измельчает структурные составляющие сплава на глубину до 7 мм.

Теоретическая значимость. Полученные в диссертационной работе научные результаты обладают теоретической значимостью и способствуют углублению современных знаний об особенностях структурообразования сплавов на основе Fe и Al при объемной электродуговой наплавке. Гибридные воздействия в виде МИО жидкой фазы и твердофазное ЭДПМ являются

дополнительным инструментом для улучшения структуры заготовок из алюминиевых сплавов, полученных объемной ЭДН.

Практическая значимость

1. Установлены оптимальные параметры электродуговой наплавки (сила тока 90 А, скорость печати 620 мм/мин) в импульсном режиме Cold Arc, обеспечивающие получение заготовок из алюминиевого сплава СВАК5 с однородной структурой и минимальным количеством дефектов.
2. Показана принципиальная возможность создания гибридной технологии «электродуговая наплавка - МИО», для реализации которой разработан и изготовлен индуктор, совмещенный со сварочной горелкой. Конструкция индуктора защищена патентом на полезную модель.
3. Показана принципиальная возможность создания гибридной технологии «электродуговая наплавка-ЭДПМ», позволяющая осуществлять поверхностное модифицирование литых и наплавленных заготовок из алюминиевых сплавов.
4. Разработанные технико-технологические решения прошли успешную опытную апробацию при восстановлении рабочей части просечных пуансонов из стали марки 9ХС для пробивки пазов в бандажном кольце лопаток турбины ГТД (ПАО «ОДК-Кузнецов»); при изготовлении полноразмерной заготовки детали «Кронштейн» из сплава СВАК5. Предложена принципиальная конструкция устройства для принудительного охлаждения заготовок в процессе ЭДН.

Методы исследования и достоверность научных результатов.

Применялись современные методы оптической металлографии, структурно-фазового анализа, проведения механических испытаний с применением современного аттестованного оборудования ЦЗЛ предприятий, научных лабораторий ФГБОУ ВО «СамГТУ» и ФГАОУ В «Самарский национальный исследовательский университет им. Академика С.П. Королева».

Достоверность полученных результатов в работе подтверждается использованием известных положений фундаментальных наук, хорошей согласованностью полученных теоретических результатов с результатами

экспериментальных данных, а также с результатами исследований других авторов.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Особенности влияния режимов и параметров электродуговой наплавки на структуру и механические свойства заготовок из сплава СвАК5.
2. Результаты исследований по влиянию условий теплоотвода в процессе наплавки на коэффициент термического линейного расширения заготовок из сплава СвАК5 в интервале температур $20 \div 400$ °С.
3. Влияние параметров жидкофазной обработки на структуру и механические свойства заготовок из сплава СвАК5, полученных по «ЭДН-МИО».
4. Влияние параметров твердофазной обработки поверхности заготовок из сплава СвАК5, полученных по гибридной технологии «ЭДН - ЭДПМ».

Личный вклад автора заключается в непосредственном проведении экспериментов, исследований и обработке полученных результатов; разработке управляющих программ для выращивания заготовок. Постановка цели и задач, формулировка научных положений и выводов были осуществлены совместно с научным руководителем в процессе подготовки научных статей и текста диссертации.

Публикации. Основные результаты диссертации опубликованы в 20 научных работах, в том числе: 4 статьи в журналах из перечня ВАК РФ по научной специальности 2.6.17 - Материаловедение, из них 3 статьи в журналах, индексируемых в базах данных Scopus и Web of Science в изданиях Q2, 1 патент на полезную модель.

Апробация работы. Основные результаты диссертационной работы докладывались на следующих конференциях: Всероссийская научно-техническая конференция «Технологии специального приборостроения. Молодёжь в науке — 2019» (г. Заречный, 2019); Международная научно-техническая конференция «Инновационные технологии, оборудование и материалы заготовительных производств в машиностроении» (г. Москва, 2022 г.); Всероссийская научно-техническая конференция «Перспективные материалы и технологии в

авиадвигателестроении» (г. Самара, 2023); XII Международная научно-практическая конференция «Прогрессивные литейные технологии» (г. Москва, 2024).

Соответствие диссертации паспорту специальности. Диссертационное исследование по своим целям, задачам, методам исследования, содержанию научной новизне соответствует следующим пунктам направлений исследований из паспорта специальности 2.6.17 Материаловедение (технические науки): **пункт 1:** в части «Теоретические и экспериментальные исследования фундаментальных связей состава и структуры металлических, неметаллических материалов и композитов с комплексом физико-механических и эксплуатационных свойств с целью обеспечения надежности и долговечности деталей, изделий, машин и конструкций»; **пункт 2:** «Установление закономерностей физико-химических и физико-механических процессов, происходящих в гетерогенных и композиционных структурах»; **пункт 3:** «Разработка научных основ выбора металлических, неметаллических и композиционных материалов с заданными свойствами, применительно к конкретным условиям изготовления и эксплуатации деталей, изделий, машин и конструкций».

Структура и объем работы. Диссертация состоит из 5 глав, заключения, основных выводов, списка литературы из 138 наименований и 2 приложений. Изложена на 164 страницах, содержит 64 рисунка, 21 таблицу.

1 СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА. ПОСТАНОВКА ЦЕЛЕЙ И ЗАДАЧ ИССЛЕДОВАНИЯ

1.1 Анализ современного состояния аддитивного производства

Алюминиевые сплавы традиционно находят широкое применение в машиностроении, судостроении, автомобильной и аэрокосмической промышленности благодаря малой плотности, высокому удельному сопротивлению и хорошей коррозионной стойкости [1]. Эти свойства в сочетании с возможностью вторичной переработки делают их одним из наиболее востребованных конструкционных материалов.

Развитие аддитивного производства в последние десятилетия усилило интерес к алюминиевым сплавам. В отличие от традиционных технологий (литья, кузнечно-прессовой обработки или механической обработки), требующих значительных энергетических и временных затрат, аддитивные методы позволяют изготавливать детали сложной формы непосредственно по цифровой модели [2,3]. Особенно активно они внедряются в авиационной и аэрокосмической отраслях, где критичны высокая прочность при минимальной массе и снижение количества технологических переделов [5].

Ключевым направлением развития в этой области стали технологии послойного получения трёхмерных объектов (Additive Layered Manufacturing, ALM), объединяемые в обобщающий термин «быстрое производство» (Rapid Manufacturing, RM) [2]. В зависимости от состояния исходного материала и характера связей между слоями методы аддитивного производства делятся на порошковые (на основе спекания и плавления металлических порошков) и проволоочные, использующие присадочную проволоку [6,7]. Если порошковые технологии, такие как селективное лазерное плавление (SLM) и электронно-лучевая плавка (EBM) [3], применяются для получения изделий сложной формы небольших размеров [7], то для крупногабаритных заготовок наибольшую перспективу демонстрирует электродуговая наплавка (ЭДН, Wire Arc Additive Manufacturing, WAAM) [11–14].

ЭДН относится к технологиям прямого энергетического осаждения и реализуется за счёт плавления проволоки электрической дугой. Среди её разновидностей наибольшее распространение получили три процесса: сварка плавящимся электродом в газовой среде (GMAW/MIG-MAG), сварка вольфрамовым электродом в инертной атмосфере (GTAW/TIG) и плазменно-дуговая сварка (PAW) [15,16].

Метод GMAW (MIG/MAG) отличается высокой производительностью — скорость наплавки достигает 7–8 кг/ч, что делает его оптимальным для изготовления крупногабаритных деталей. Электрическая дуга возникает между присадочной проволокой и подложкой, обеспечивая плавление и формирование слоя. Использование защитной газовой среды предотвращает окисление металла [17]. Высокая скорость осаждения позволяет сократить производственный цикл на 40–60 % по сравнению с субтрактивными методами. Однако значительное тепловложение (0,5–2,0 кДж/мм) приводит к формированию крупнозернистой структуры и высоким остаточным напряжениям [16], что требует применения методов контроля теплового цикла — межслойного охлаждения или оптимизации траектории наплавки.

Выбор защитной атмосферы также существенно влияет на процесс. Инертные газы (Ar, He) обеспечивают стабильность, в то время как добавление CO₂ к аргону улучшает горение дуги, но усиливает окисление алюминиевых сплавов [18]. Таким образом, GMAW широко используется в судостроении и аэрокосмической промышленности для производства крупногабаритных заготовок, однако требует строгого контроля параметров и состава атмосферы.

GMAW-WAAM находит широкое применение в судостроении, машиностроении и аэрокосмической промышленности для изготовления крупногабаритных деталей с относительно несложной геометрией. Согласно данным Каннингем и др., экономическая эффективность GMAW-WAAM по сравнению с традиционной механической обработкой заготовок достигает 50-70% за счет значительного снижения материалоемкости производства [19].

Процесс GTAW, также известный как TIG сварка, представляет собой технологию, в которой используется неплавящийся вольфрамовый электрод для создания электрической дуги между электродом и подложкой. Фундаментальным отличием данного метода от GMAW является разделение функций нагрева и подачи материала – присадочная проволока подается в зону дуги независимо, что обеспечивает более прецизионный контроль процесса формирования изделия [20].

GTAW обеспечивает значительно более высокую точность наплавки в сравнении с GMAW. Исследования Ву и др. показывают, что GTAW-WAAM позволяет достигать точности позиционирования до $\pm 0,2$ мм, что примерно в 2-5 раз превышает точность GMAW-процесса [21]. Эта особенность делает GTAW оптимальным выбором для изготовления деталей со сложной геометрией и тонкими стенками, где требуется высокая точность воспроизведения формы.

Скорость осаждения материала при GTAW составляет 1-2 кг/ч, что существенно ниже аналогичного показателя для GMAW. Согласно работам Мартина и др., данное ограничение производительности компенсируется превосходным качеством формируемой структуры металла и минимальным количеством дефектов. GTAW характеризуется умеренным тепловложением (0,3-1,0 кДж/мм), что позволяет получать более благоприятную мелкозернистую микроструктуру и снижает уровень остаточных напряжений по сравнению с GMAW-процессом [22].

Значимым технологическим аспектом GTAW является возможность использования исключительно инертных газов (аргона, гелия или их смесей) в качестве защитной атмосферы. Данная особенность, как отмечают Ван и др., делает этот метод предпочтительным для работы с реактивными металлами, такими как титан и алюминий, где крайне важно минимизировать окислительные процессы [23].

GTAW позволяет осуществлять независимый контроль источника тепла и подачи материала, что обеспечивает более эффективное управление процессом формирования слоя. Исследования Брандль и др. показывают, что использование импульсного режима GTAW дополнительно повышает контроль над вводом тепла

и процессом кристаллизации, что положительно влияет на механические свойства получаемых изделий [24].

GTAW-WAAM находит применение в первую очередь для изготовления ответственных деталей, требующих высокого качества и точности. Области применения включают аэрокосмическую промышленность (детали газотурбинных двигателей, компоненты систем управления), медицинскую технику (имплантаты, хирургические инструменты), энергетику и приборостроение. Согласно исследованиям Баухфельд и др., GTAW-WAAM демонстрирует оптимальные результаты при работе с титановыми сплавами, обеспечивая механические свойства, сопоставимые с деформированными полуфабрикатами.

Процесс PAW представляет собой технологическую модификацию GTAW, где обычная электрическая дуга заменена сжатой (контрагированной) плазменной дугой. В данном методе дуга формируется между вольфрамовым электродом и подложкой, но проходит через специальное сужающее сопло, что приводит к значительному повышению плотности энергии и температуры дуги. Аналогично GTAW, присадочная проволока подается независимо в зону плазменной дуги [25].

Ключевая технологическая особенность PAW заключается в процессе сжатия дуги в специальном сопле, обеспечивающем повышенную концентрацию энергии. Согласно исследованиям Чжан и др., температура плазменной дуги может достигать 20000°C , что существенно превышает температуру стандартной электрической дуги [27]. Данная особенность обеспечивает эффективную работу с тугоплавкими материалами и получение более концентрированной зоны проплавления.

PAW характеризуется двойной системой газовой защиты. Первичный газовый поток (плазмообразующий, обычно аргон) проходит через сопло и формирует плазменную струю. Вторичный поток (защитный) окружает плазменную струю и защищает зону наплавки от окисления. Исследования Дьюис и др. показывают, что такая система обеспечивает превосходную защиту зоны наплавки даже при работе с высокореактивными материалами [28].

Значимым преимуществом PAW является высокая стабильность дуги, слабо зависящая от расстояния между соплом и подложкой. Согласно работам Джавар и др., эта особенность позволяет поддерживать постоянные условия наплавки даже при изменении геометрии детали, что особенно важно при аддитивном производстве сложно профильных изделий [29].

Скорость наплавки при PAW составляет 2-4 кг/ч, что занимает промежуточное положение между GMAW и GTAW. Исследования Юн и др. демонстрируют, что при этом качество наплавки при PAW близко к уровню GTAW, а в некоторых случаях превосходит его за счет более глубокого проплавления и лучшей стабильности процесса [30].

PAW-WAAM показывает наилучшие результаты в аэрокосмической промышленности (для деталей из тугоплавких сплавов), производстве изделий из титановых сплавов, энергетическом машиностроении и оборонной промышленности. Согласно данным Сюй и др., применение PAW-WAAM позволяет достичь 85-95% плотности деталей без последующей обработки, а механические свойства получаемых изделий соответствуют или превосходят свойства деталей, изготовленных традиционными методами [31].

Сравнительный анализ производительности и эффективности WAAM-процессов показывает, что по скорости наплавки методы располагаются в следующей последовательности: GMAW (5-8 кг/ч), PAW (2-4 кг/ч), GTAW (1-2 кг/ч). При этом энергоэффективность, определяемая как количество материала, наплавленного на 1 кВт·ч затраченной энергии, наиболее высока у GMAW, затем следует GTAW, и наименее энергоэффективен PAW, что подтверждается исследованиями [32].

По качеству наплавленного металла и точности формирования методы демонстрируют обратную зависимость. Исследования Цун и др. показывают, что GTAW обеспечивает точность $\pm 0,2$ мм и минимальное количество дефектов, PAW характеризуется точностью $\pm 0,3$ мм и высоким качеством металла, а GMAW демонстрирует точность $\pm 0,5-1,0$ мм с более высокой вероятностью дефектов [33].

Современные тенденции развития WAAM-технологий сосредоточены на нескольких ключевых направлениях. Во-первых, это разработка гибридных процессов, сочетающих различные методы WAAM или интегрирующих WAAM с другими технологиями. Согласно исследованиям Сюн и др., комбинирование GMAW с технологией холодного переноса металла позволяет существенно снизить тепловложение и улучшить качество получаемых изделий [34].

Во-вторых, активно развивается интеграция WAAM с роботизированными системами и совершенствование алгоритмов автоматического планирования траекторий. Исследования Пань и др. демонстрируют, что применение многоосевого нанесения материала для создания сложных геометрических форм и адаптивного управления процессом на основе данных в реальном времени значительно повышает гибкость и эффективность WAAM-процесса [35].

Третьим важным направлением является развитие систем мониторинга и контроля качества в реальном времени. Работы Дин и др. показывают, что применение термографического контроля, спектроскопического анализа плазмы и лазерного сканирования геометрии слоев позволяет своевременно выявлять и корректировать дефекты в процессе формирования изделия [36].

В целях расширения области применения технологий WAAM проводятся исследования по использованию различных материалов: из сплавов на основе титана, никеля [23], алюминия [37, 38], стали [39, 40]. Наряду с совершенствованием оборудования для реализации технологий WAAM, разрабатываются стратегии построения металлических изделий сложной конфигурации, обеспечивающие качественные показатели по структуре и геометрии. Таким образом, аддитивное производство, основанное на технологиях WAAM, является перспективным научно-техническим направлением.

WAAM — это процесс прямого энергетического осаждения с высокой скоростью, который ориентирован на экономически эффективное производство крупных компонентов по сравнению с другими технологиями аддитивного производства, например, лазерными аддитивными производственными

процессами [42]. На рисунке 1 представлены другие виды проволоочных аддитивных технологий.

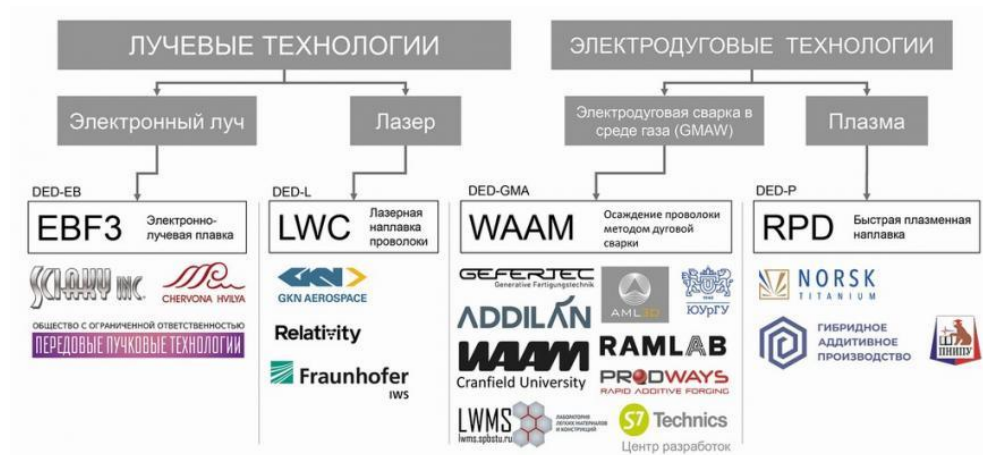


Рисунок 1 - Виды проволоочных аддитивных технологий

Как видно из рисунка, наибольшая популярность – за технологией WAAM. В ее основе лежит тот самый процесс электродуговой сварки (MIG/MAG), который еще в 1888 году применил наш соотечественник Н.Г. Славянов для сваривания вала паровой машины.

Таким образом, можно утверждать, что процесс электродуговой сварки сегодня изучен настолько досконально, что режимы, процессы, металлы, сварочные флюсы, головки для автоматической сварки, диаметр проволоки, защитный газ легко подбираются в полном соответствии с поставленной задачей для получения гарантированно высокого качества шва. Зачастую в цикле изготовления с помощью проволоочной наплавки применяют технологии лезвийной механообработки для придания ответственным поверхностям деталей формы и шероховатости по чертежу (рисунок 2).



а - заготовка после 3D-печати, б, в – готовый корпус редуктора

Рисунок 2 - САМ-модель

Анализ экономических и материаловедческих аспектов проволоочно-дугового аддитивного производства демонстрирует существенные преимущества данной технологии в контексте материальных затрат и доступности сырья. Сравнительные исследования показывают, что удельная стоимость сварочной проволоки для процессов WAAM значительно ниже стоимости металлических порошков, применяемых в порошковых аддитивных технологиях, с коэффициентом различия, варьирующимся от 2 до 10 в зависимости от конкретного типа материала. Данное экономическое преимущество представляется особенно значимым при производстве крупногабаритных компонентов, где объем используемого материала является определяющим фактором в структуре производственных затрат.

Со специальной промышленной проволокой дела обстоят несколько сложнее, она дороже сварочной, но может быть изготовлена под требования заказчика достаточно простыми технологическими методами. Другими словами, за многие десятилетия производители сырья насытили мир сварки всеми возможными марками проволоки с однородными механическими и физическими свойствами, что в отличие от металlopорошковых технологий позволяет не тратить время на подбор или получение материала с необходимыми свойствами. Крайне важным также является практически 100-процентное использование материала и его простое хранение, в отличие, от порошка. Большой потенциал

имеет возможность изготовления биметаллических и полиметаллических изделий за один технологический цикл [10].

В отличие от лазерных и электроннолучевых аддитивных технологий, работающих с металлическим порошком, роботизированные технологические комплексы (РТК) и станки для проволоочной наплавки заметно выигрывают в размерах получаемых деталей. Обычно полезный рабочий объем превышает 1 м³. РТК обычно не имеют ограничений особенно для 3-осевого исполнения, но в этом случае робот должен перемещаться по направляющим с ухудшением точностных характеристик. Использование 5-осевой обработки возможно только с применением глобусных поворотных столов, и это сильно уменьшает рабочий объем [43].

Металлургическая целостность и структурное совершенство компонентов, изготавливаемых методом проволоочно-дугового аддитивного производства, демонстрируют значительное превосходство по сравнению с изделиями, получаемыми посредством альтернативных аддитивных технологий, доминирующих на современном рынке. Данное преимущество обусловлено фундаментальными различиями в исходной структуре сырьевого материала. Металлическая проволока характеризуется высокой степенью гомогенности микроструктуры и отсутствием таких дефектов, как газовые включения, неконтролируемая морфология и геометрические отклонения частиц, присущие порошковым материалам вследствие особенностей их производственного цикла. Кроме того, проволоочная технология минимизирует риски, связанные с нестабильностью термического режима в зоне сплавления, что позволяет избежать проблем неполного расплавления или перегрева материала.

В процессе проволоочно-дугового аддитивного производства формируется высокотемпературная ванна расплава значительного объема с высокой степенью однородности теплофизических и гидродинамических параметров (рисунок 3). Экспериментальные исследования показывают, что даже при использовании базовых технологических решений, реализуемых компаниями на начальной стадии развития, достигается относительная пористость наплавленного металла в

диапазоне 0,9-2%. Ведущие производственные структуры, интегрирующие передовые технологические решения и специализированное программное обеспечение для оптимизации параметров процесса, демонстрируют возможность формирования наплавленных слоев, характеризующихся отсутствием макро- и микротрещин, совершенной металлургической связью в зоне термического влияния и минимальным количеством изолированных пор.

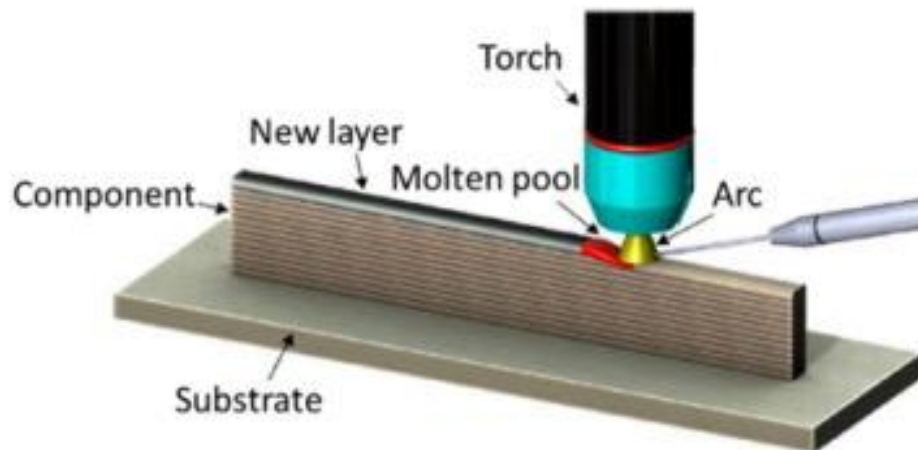


Рисунок 3 - Принципиальная схема изготовления детали методом проволоочно-дугового аддитивного производства (WAAM)

Тем не менее, в проволоочных технологиях следует внимательно следить за качеством защитной сварочной смеси (аргон, гелий и их смеси являются предпочтительными технологическими газами для аддитивного производства, а активные компоненты CO_2 , O_2 , N_2 или H_2 , могут быть добавлены для тонкой настройки свойств материала), поскольку их состав и покрытие зоны сплавления влияет на качество результата и наличие окислов на поверхности детали. Более высокое качество поверхности деталей остается за технологией электроннолучевой наплавки, поскольку процесс происходит в вакууме. Однако при технологии GWAM в корне шва может появляться полость, поэтому обязательно следует проводить контроль качества. Катодная очистка комбинированной технологии «плазма плюс плавящийся электрод» также позволяет получать хорошее качество благодаря удалению оксидной пленки. В классической технологии WAAM на поверхность детали оказывается достаточно

высокое тепловое воздействие. За счет этого повышается степень термической деформации заготовки (на степень деформации также влияет качество атмосферы, количество углеводородов и влаги). Для уменьшения коробления Центр сварочной техники и лазерной обработки Крэнфилдского университета в своих технологиях – WAAM и 3DMP соответственно применяют последние разработки, компании FroniusInternationalGmbH – процесс холодного переноса металла (Cold Metal Transfer, CMT) с уменьшенным вводом тепла [44].

Технология Cold Metal Transfer (CMT) представляет собой инновационный метод в области дуговой сварки в защитном газе (GMAW), характеризующийся фундаментальными отличиями в механизме переноса металла и управлении тепловым воздействием. Согласно исследованиям Азар и др. [49], принципиальной особенностью данного процесса является реверсивное движение присадочной проволоки, обеспечивающее контролируемый отрыв капли расплавленного металла при коротком замыкании, что существенно снижает тепловложение в обрабатываемый материал.

Стандартная технология CMT, как отмечают исследователи [45], функционирует на основе циклического чередования фаз нагрева дугой и короткого замыкания, что обеспечивает высокоточный контроль сварочной ванны. Эволюционное развитие данной технологии привело к возникновению модифицированной версии – CMT Pulse, которая, согласно работе Чен и Су [46], интегрирует фазы стандартного процесса CMT с импульсной дугой, оптимизируя, таким образом, энергетические характеристики процесса и обеспечивая улучшенное проплавление при сохранении низкого уровня пористости, что особенно актуально при обработке алюминиевых сплавов.

Дальнейшее технологическое совершенствование процесса привело к созданию CMT Advanced – модификации, в которой, как установлено в исследовании [48], реализована возможность изменения полярности в процессе сварки, что обеспечивает беспрецедентный уровень контроля над формированием микроструктуры сварного соединения и расширяет диапазон обрабатываемых материалов. Для промышленных приложений, требующих повышенной

производительности, разработана система CMT Twin, использующая двух проволочную технологию, которая, согласно работе [46], обеспечивает значительное увеличение скорости наплавки при сохранении преимуществ низкотемпературного процесса.

Отдельного внимания заслуживает модификация CMT-Brazing, которая, как показано в исследовании [49], специализирована для соединения материалов с существенно различающимися физико-металлургическими свойствами. Ключевым преимуществом данной модификации является минимизация формирования интерметаллидных соединений на границе раздела разнородных материалов благодаря прецизионному контролю термического цикла.

В контексте практического применения технология CMT демонстрирует исключительную эффективность при работе с тонколистовыми материалами, что подтверждается исследованиями [50]. Данное преимущество обусловлено возможностью минимизации термических деформаций и структурных изменений в зоне термического влияния. Для соединения материалов с существенно различающимися теплофизическими характеристиками технология CMT обеспечивает формирование качественных соединений при значительном снижении риска образования хрупких интерметаллидных фаз.

Современные исследования в области аддитивного производства [46] демонстрируют значительный потенциал технологии CMT в контексте проволочно-дугового аддитивного производства (Wire and Arc Additive Manufacturing, WAAM). Данная технологическая синергия позволяет реализовать создание крупногабаритных металлических компонентов с контролируемой микроструктурой и минимальным уровнем остаточных напряжений.

В области восстановительной наплавки и поверхностного модифицирования CMT технология, согласно работе [50], обеспечивает формирование покрытий с высокой адгезией к основному материалу при минимальном перемешивании материала покрытия с подложкой, что критически важно для обеспечения требуемых эксплуатационных характеристик.

Оптимизация технологических параметров процесса СМТ представляет собой комплексную научно-техническую задачу, требующую учета взаимовлияния множества факторов. Исследования в данной области фокусируются на установлении корреляционных зависимостей между параметрами режима (скорость подачи проволоки, ток, напряжение) и геометрическими характеристиками формируемого сварного соединения или наплавленного слоя. Современные методологические подходы к оптимизации процесса СМТ включают применение многофакторного анализа и численного моделирования, что позволяет прогнозировать результаты технологического процесса с высокой степенью достоверности.

В последние годы системы производства присадок для подачи проволоки стали более привлекательными по сравнению с методами аддитивного производства, в которых в качестве сырья используется порошок металла или сплава. Для этого есть две основные причины. Первой из этих причин является высокая стоимость металлических порошков, особенно порошков сплавов. Другая причина заключается в том, что системы подачи проволоки, особенно метод электродугового аддитивного производства (WAAM), предлагают потенциал для производства очень больших металлических деталей (> 10 кг) экономично и с высокой производительностью [52]. В дополнение к этому, другие преимущества метода включают низкую стоимость оборудования, высокое использование материалов (другими словами, низкие потери) и, следовательно, экологичность. В результате в последние годы системы подачи проволоки, включая WAAM, стали привлекать все большее внимание со стороны обрабатывающей промышленности по всему миру. Однако в методе WAAM высота каждого слоя обычно составляет около 1-2 мм, что приводит к шероховатости поверхности около 200 мкм. Поэтому, в отличие от других методов аддитивного производства, таких как системы, с порошковым слоем, его нельзя рассматривать как получение чистой формы, и обычно требуется дополнительная обработка детали. На рисунке 4 схематично показан процесс WAAM технологии.

В результате исследований Бейкера [55] технология WAAM стала многообещающим методом изготовления деталей из различных материалов. Некоторые примеры деталей, изготовленных по технологии WAAM, приведены на рисунках 4 и 5.

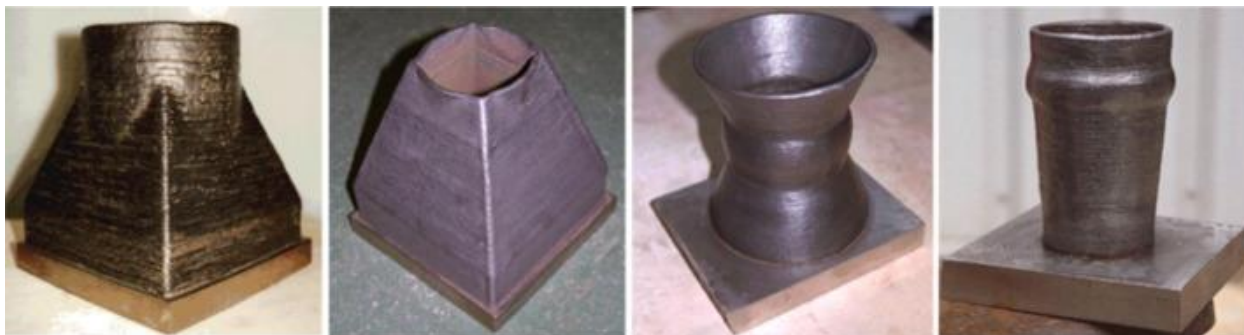
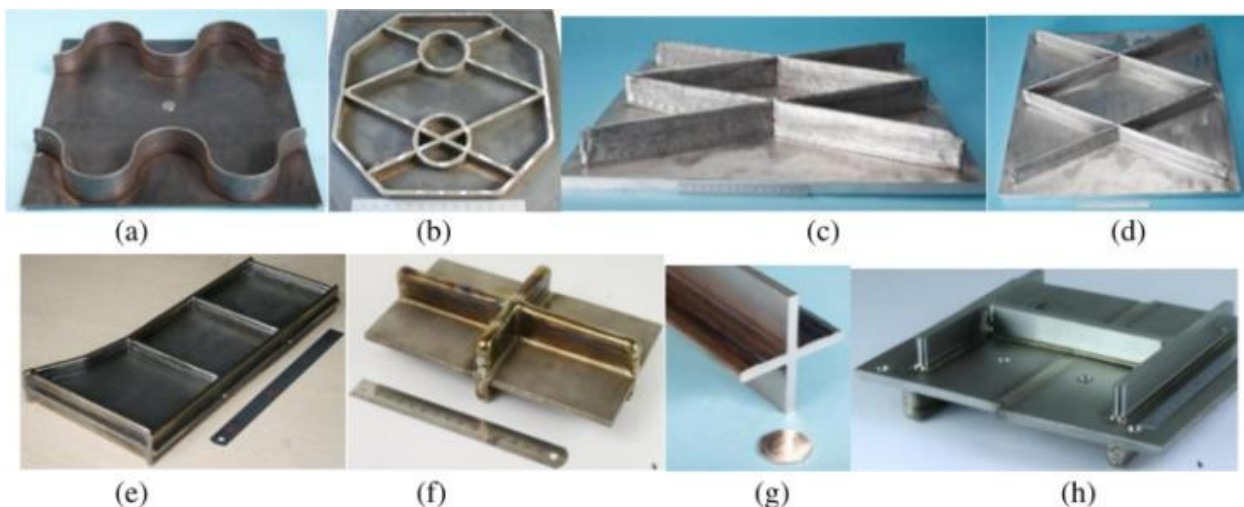


Рисунок 4 - Некоторые металлические детали, изготовленные методом газовой дуговой сварки металлов (GMAW) на основе WAAM



(a) и (b) сталь С, (c) и (d) алюминий, (e) Ti усиленная панель, (f) Ti толстостенный переход, (g) Ti крестообразная форма с уравниванием остаточных напряжений и (h) пересечения Ti (обработанный)

Рисунок 5 - Пересекающиеся усиленные панели, изготовленные WAAM

В сравнении с традиционными субтрактивными методами (удаление материала при обработке) использование систем электродугового аддитивного производства позволяет сократить общее время изготовления деталей на 40–60 %,

а время последующей механической обработки — ещё на 15–20 %, что определяется габаритами заготовки [58]. Помимо повышения производительности, технология характеризуется снижением себестоимости за счёт уменьшения расхода материала. Ещё одним преимуществом является расширение возможностей проектирования: метод даёт возможность снижать массу изделий и изготавливать сложные конструктивные элементы, которые ранее требовали сборки из множества отдельных компонентов.

В системах WAAM используется стандартное коммерчески доступное сварочное оборудование (источник питания, сварочная головка и система подачи проволоки). Диаметр проволоки, используемой в способе, обычно варьируется от 0,6 мм до 1,6 мм [56]. Перемещение источника тепла может быть обеспечено роботизированными системами, рабочим столом с числовым программным управлением. Технологическая стратегия и использование роботизированных систем для контроля траектории сварки существенно влияют на качество конечного продукта.

Электродуговое аддитивное производство (WAAM) появилось как преобразующая методология производства компонентов из алюминиевых сплавов, представляющая значительную научную и промышленную ценность во многих областях. Внедрение технологии WAAM представляет собой смену парадигмы в аддитивном производстве металлов, характеризующуюся исключительной скоростью осаждения и эффективностью использования материалов. Этот подход обеспечивает значительные экономические преимущества за счёт сокращения потерь материала, что является важным фактором, учитывая относительно высокую стоимость сырья из алюминиевых сплавов. Кёлер и др. [59] продемонстрировали, что WAAM позволяет изготавливать алюминиевые детали минимизируя последующую механическую обработку, тем самым оптимизируя производственный процесс и снижая сопутствующие расходы.

С точки зрения металлургии, WAAM создаёт уникальные термические условия, которые существенно влияют на эволюцию микроструктуры

алюминиевых сплавов. Брайс и др. [57] провели обширное исследование поведения выделений в алюминиевом сплаве 2139, изготовленном с помощью аддитивного производства, и выяснили, что процесс послойного нанесения создаёт особые термические условия, которые влияют на кинетику выделений. Этим термическим циклом можно управлять для получения заданных микроструктур с улучшенными механическими свойствами, что обеспечивает беспрецедентный контроль над показателями характеристик материала.

В научной литературе указано, что WAAM способствует улучшению микроструктуры алюминиевых сплавов за счёт контролируемой скорости затвердевания и температурных градиентов. Такое улучшение способствует повышению механических свойств, в том числе увеличению соотношения прочности к массе и повышению усталостной прочности — критически важных параметров для аэрокосмической и автомобильной промышленности. Кроме того, контролируемый тепловой ввод, характерный для усовершенствованных вариантов WAAM, таких как холодная металлизация (CMT), позволяет производить алюминиевые детали с пониженной пористостью и минимальными остаточными напряжениями [59].

Неоднородная термическая обработка, присущая процессам WAAM, создаёт как проблемы, так и возможности для систем из алюминиевых сплавов. Хотя термическая обработка может вызывать остаточные напряжения и потенциальное искажение формы, она одновременно создаёт условия, способствующие термической обработке на месте и динамической рекристаллизации. В работе [56] определено это явление как потенциальный способ повышения производительности, при котором сам процесс аддитивного производства становится неотъемлемой частью стратегии разработки материалов.

Эдвардс и др. [58], хотя в первую очередь занимались титановыми компонентами, создали методологические основы, применимые к системам из алюминиевых сплавов, особенно в отношении оптимизации параметров процесса и протоколов контроля качества. Их исследование подчёркивает важность междисциплинарных подходов, объединяющих материаловедение, теплотехнику

и производственные технологии, чтобы в полной мере использовать потенциал WAAM для алюминиевых сплавов.

Примечательно, что WAAM демонстрирует особую эффективность при производстве крупномасштабных алюминиевых компонентов, для которых традиционные методы производства оказываются экономически или технически невыгодными. Этот процесс позволяет создавать сложные геометрические формы с внутренними элементами, которые в противном случае потребовали бы длительной механической обработки или многократных операций по сборке. Такая геометрическая свобода в сочетании с экономичностью процесса в отношении материалов представляет собой значительный шаг вперёд в области экологичного производства систем из алюминиевых сплавов.

Недавние научные исследования дополнительно подтвердили способность WAAM обрабатывать высокопрочные алюминиевые сплавы, которые представляют собой проблему для традиционных методов производства. Этот процесс подходит для систем сплавов, содержащих летучие элементы, такие как литий и магний, которые традиционно создают трудности при аддитивном производстве на основе порошка из-за проблем с окислением и испарением. Эта возможность расширяет палитру материалов, доступных конструкторам и инженерам, потенциально стимулируя разработку новых высокоэффективных алюминиевых сплавов, специально оптимизированных для процессов WAAM.

Вместе с тем в литературе подчёркивается, что применение ЭДН для алюминиевых сплавов сопровождается рядом технологических проблем. К наиболее значимым относятся пористость, вызванная растворённым водородом, образование оксидных включений, а также склонность некоторых систем к горячему растрескиванию. Эти дефекты существенно осложняют обеспечение требуемого уровня качества и зачастую требуют внедрения специальных приёмов управления тепловыми циклами или применения дополнительных видов постобработки. В то же время современные исследования, направленные на развитие систем мониторинга в реальном времени, совершенствование методов очистки присадочной проволоки и использование гибридных технологий,

демонстрируют высокую перспективность в снижении влияния указанных факторов и обеспечении стабильности свойств наплавленных заготовок.

Научная ценность WAAM для алюминиевых сплавов выходит за рамки непосредственных производственных задач и включает в себя более широкие возможности для разработки материалов, оптимизации свойств и адаптации к конкретным условиям применения [56, 58]. Этот процесс позволяет изменять состав и функциональные свойства материалов, чего нельзя легко добиться с помощью традиционных методов производства. Это потенциально облегчает разработку алюминиевых компонентов нового поколения с пространственно оптимизированными свойствами. Также известно, что межпроходная прокатка (рисунок 6) под высоким давлением уменьшает остаточные напряжения и деформации в деталях из алюминиевого сплава, изготовленных с помощью WAAM.

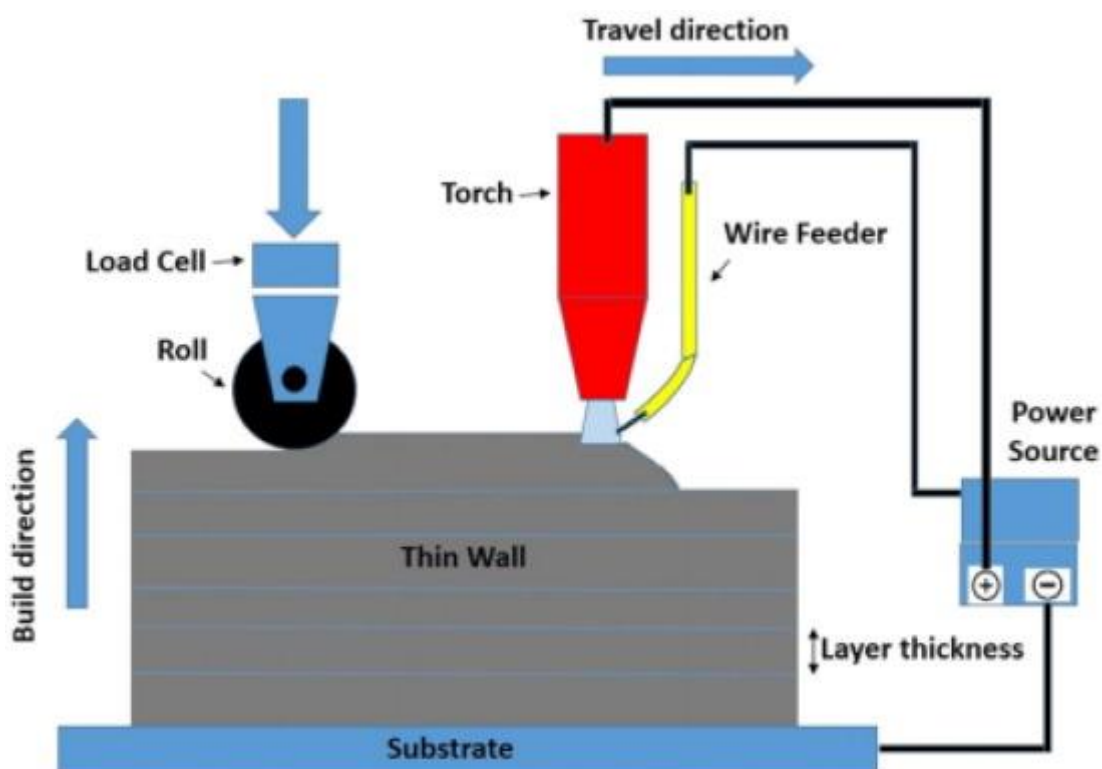


Рисунок 6 - Схематическое представление процесса межпроходной холодной прокатки в WAAM

Другим подходом, который может быть использован для улучшения микроструктуры и механических свойств деталей, изготовленных с помощью WAAM, является охлаждение между проходами. Промежуточное охлаждение может быть применено с помощью подвижного газового сопла, которое обеспечивает быстрое охлаждение изготовленной детали вовремя и/или после нанесения каждого слоя. На рисунке 7 приведена принципиальная схема, показывающая применение межпроходного охлаждения во время WAAM. Используя такое быстрое охлаждение, можно регулировать температуру нанесенного слоя и тепловой цикл во время процесса для достижения желаемой микроструктуры и механических свойств. Хотя этот метод также может уменьшить остаточные напряжения и деформации, этот вопрос еще недостаточно изучен [33].

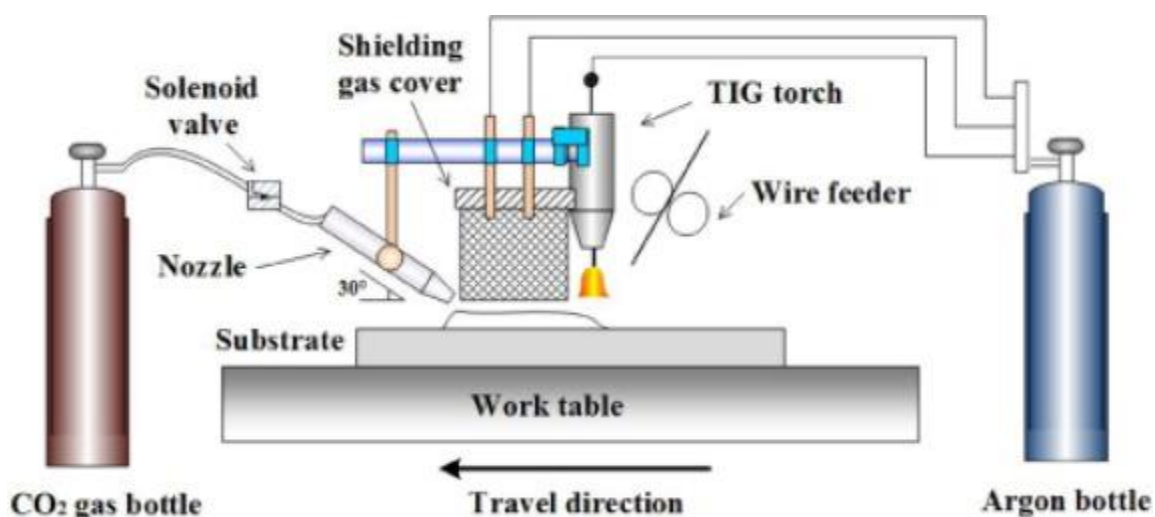


Рисунок 7 - Схема, иллюстрирующая применение межпроходного охлаждения во время WAAM

Таким образом, большое значение имеют мероприятия по устранению образования дефектов в деталях, изготовленных методом WAAM. Первой из этих мер предосторожности является выбор наиболее подходящего режима WAAM для данного материала для повышения стабильности процесса и уменьшения дефектов в изготовленной детали. Например, если для изготовления деталей из Al-сплава используется импульсный усовершенствованный процесс CMT (CMT-

PADV), количество пористости, образующейся в детали, значительно, ниже, чем в других процессах, основанных на GMAW [33].

Для обеспечения стабильности процесса наплавки и повышения качества получаемой продукции необходимо использовать интегрированные, надёжные системы мониторинга и управления технологическим процессом. Типичная система мониторинга включает в себя параметры геометрии наплавленного валика, межпроходной температуры, характеристик сварочной дуги, а также поведения капельного переноса металла. Управление этими параметрами в режиме реального времени способствует поддержанию стабильности процесса наплавки и снижению вероятности образования дефектов.

Кроме того, разработка и внедрение методов оперативного контроля в процессе наплавки позволяют выявлять и устранять дефекты не только после завершения изготовления детали, но и непосредственно в момент их возникновения, включая этапы, следующие сразу за нанесением последнего слоя. Такой подход обеспечивает значительное снижение материальных затрат, минимизацию переделок и сокращение общего времени производственного цикла [33].

Меры, которые можно предпринять для предотвращения образования пористости, можно резюмировать следующим образом:

- Следует отдавать предпочтение производственному процессу с низким тепловыделением на основе GMAW, такому как импульсный процесс переноса холодного металла (CMT и Cold Arc) на основе GMAW;
- Следует использовать защитный газ высокого качества, герметичные газовые уплотнения, неорганические трубопроводы и трубопроводы короткой длины;
- Поверхности проволоки, и подложки должны быть максимально очищены перед процессом WAAM;
- Следует использовать высококачественное сырьё (присадочную проволоку);
- После нанесения каждого слоя может быть применена межпроходная холодная прокатка.

Среди мер, направленных на предотвращение пористости в процессе аддитивного производства методом WAAM, межпроходная холодная прокатка заслуживает особого внимания. Этот метод способствует не только уменьшению пористости, но и снижает остаточные напряжения и деформации в наплавленной детали. Под остаточными напряжениями и деформациями понимаются внутренние напряжения и геометрические искажения, возникающие в материале в результате неравномерного нагрева и охлаждения в процессе наплавки. Эти явления могут привести к потере точности геометрии изделия, образованию трещин или снижению механических свойств. Прокатка между проходами снижает уровень остаточных напряжений за счёт выравнивания пластической деформацией, что способствует улучшению общей геометрической стабильности изделия.

Более того, межпроходная холодная прокатка способствует повышению однородности свойств материала, устраняя анизотропию, то есть зависимость свойств от направления, возникающую в результате направленного роста зерен при наплавке. Однако данный метод применим преимущественно к деталям простой геометрической формы, таким как прямолинейные стенки, из-за ограничений, связанных с конструкцией прокатного оборудования [60].

Контролируя температуру между проходами в разумных пределах в процессе WAAM, можно получить желаемые микроструктуры и, таким образом, повысить механические свойства. В этом контексте следует предпочесть систему сварки с низким тепловыделением (например, процесс СМТ), поскольку меньшее тепловыделение приводит к более мелкозернистой микроструктуре. Другим подходом, который может быть использован для улучшения микроструктуры и механических свойств деталей, изготовленных с помощью WAAM, является охлаждение между проходами с помощью газовой форсунки. Используя такое быстрое охлаждение, температуру слоя и тепловой цикл во время процесса можно регулировать для достижения желаемой микроструктуры и механических свойств.

Кроме того, детали, изготовленные с использованием технологии WAAM из большинства конструкционных материалов, включая алюминиевые сплавы,

требуют обязательной постпроизводственной термической обработки для повышения комплекса механических свойств. Проведение такой обработки позволяет не только существенно улучшить прочностные и пластические характеристики материала, но также способствует снижению шероховатости и пористости поверхности, а также эффективному снятию остаточных напряжений и деформаций, возникающих в процессе неравномерного термического воздействия при наплавке.

В контексте WAAM-технологии применяются различные режимы термообработки, которые реализуют механизмы релаксации внутренних напряжений, фазовых превращений и перераспределения легирующих элементов, а также способствуют измельчению микроструктуры и устранению анизотропии. Например, в алюминиевых сплавах термообработка может обеспечивать существенное уменьшение размера зерен, что приводит к значительному увеличению прочностных характеристик. Однако эффективность обработки напрямую зависит от состава материала, параметров термического воздействия, а также от характера геометрии наплавленного изделия. Следует учитывать, что при нарушении температурно-временного режима возможны неблагоприятные структурные изменения, в частности укрупнение зерен, которое отрицательно влияет на прочность.

Кроме того, при использовании методов поверхностного упрочнения, таких как механическое или ультразвуковое воздействие, улучшение свойств наблюдается преимущественно в приповерхностных слоях, тогда как объем материала может сохранять исходные характеристики. Таким образом, выбор адекватного подхода к постпроизводственной термообработке должен быть обусловлен не только типом материала и геометрией изделия, но и его эксплуатационными требованиями, обеспечивая баланс между прочностью, пластичностью и структурной однородностью [61].

1.2 Технология WAAM и её виды. Влияние режимов WAAM на процесс наплавки. Дефекты алюминиевых сплавов и меры их предотвращения

1.2.1 Технология WAAM и её разновидности

Электродуговая аддитивная наплавка (ЭДН, Wire Arc Additive Manufacturing — WAAM) относится к методам направленного энергетического осаждения и рассматривается сегодня как один из наиболее перспективных способов изготовления крупногабаритных металлических изделий [56]. В отличие от порошковых технологий, она использует в качестве исходного материала стандартную сварочную проволоку, что снижает себестоимость процесса и обеспечивает практически полное использование сырья. Такой подход особенно важен при работе с алюминиевыми сплавами, для которых характерна высокая стоимость порошков и повышенные требования к чистоте исходного материала.

Процесс реализуется за счёт плавления подаваемой в зону действия дуги проволоки с последующим затвердеванием и послойным формированием заготовки. Наплавка ведётся в атмосфере инертных газов, что необходимо для предотвращения окисления алюминия и сохранения требуемого качества поверхности [57]. Производительность метода для алюминиевых сплавов достигает 1–10 кг/ч, что значительно превосходит порошковые аддитивные технологии и делает ЭДН оптимальным решением при изготовлении деталей большой массы и размеров [58].

Варианты реализации ЭДН определяются типом используемой дуги. Наибольшее распространение получил процесс GMAW, характеризующийся высокой производительностью и возможностью регулировки режима переноса металла. В зависимости от применяемых параметров процесс может быть настроен как для высокоскоростной наплавки массивных конструкций, так и для формирования тонкостенных элементов с повышенной точностью [59]. Для алюминиевых сплавов это особенно важно, поскольку подбор режима переноса напрямую влияет на стабильность горения дуги, геометрию наплавленного валика и вероятность образования дефектов.

WAAM на основе сварки неплавящимся электродом в среде защитного газа (GTAW) характеризуется использованием вольфрамового электрода и отдельной подачей проволоки в зону дуги, что обеспечивает высокую точность и качество наплавки, но меньшую производительность по сравнению с GMAW. Этот метод особенно эффективен при работе с алюминиевыми сплавами, требующими точного контроля тепловыделения.

Технология холодного переноса металла (Cold Metal Transfer, CMT), разработанная компанией Fronius, представляет собой модифицированный процесс GMAW с механическим отрывом капли металла, что обеспечивает значительное снижение тепловложения. Этот процесс демонстрирует исключительную эффективность для алюминиевых сплавов, поскольку минимизирует образование дефектов, связанных с перегревом материала, таких как пористость и горячие трещины. Экспериментальные исследования показывают, что применение CMT для наплавки алюминиевых сплавов позволяет получить структуру с мелким размером зерна и улучшенными механическими характеристиками [62].

Интенсивное развитие технологии CMT привело к появлению усовершенствованных вариантов, включая CMT Advanced, CMT Pulse и CMT Advanced Pulse, каждый из которых оптимизирован для решения конкретных задач при наплавке алюминиевых сплавов. В частности, CMT Advanced комбинирует положительные и отрицательные циклы полярности, что обеспечивает повышенную стабильность процесса и улучшенный контроль тепловложения, а CMT Pulse объединяет преимущества импульсного переноса и CMT, что позволяет повысить скорость осаждения при сохранении контроля над тепловложением [63].

Для преодоления ограничений традиционных процессов WAAM активно разрабатываются интегрированные гибридные технологии, сочетающие WAAM с дополнительными производственными процессами. WAAM с одновременной деформационной обработкой включает механическое воздействие на каждый наплавленный слой, что способствует измельчению зерна и улучшению

механических свойств, что особенно актуально для алюминиевых сплавов, где крупнозернистая структура, формирующаяся при WAAM, может негативно влиять на механические характеристики [64].

1.2.2 Влияние режимов WAAM на процесс наплавки алюминиевых сплавов

Эффективность и качество процесса WAAM для алюминиевых сплавов в значительной степени определяются селекцией оптимальных параметров наплавки. Научно обоснованный выбор режимов обеспечивает стабильность процесса, минимизацию образования дефектов и достижение требуемых механических свойств конечного изделия.

Показано, что WAAM “coldArc” с поперечными колебаниями сварочной горелки частотой 1 Гц приводит к формированию более однородной зернистой структуры по всей высоте стенки. Этот эффект может быть связан с улучшенным перемешиванием расплавленной ванны, что является доминирующим фактором в достижении фрагментации дендритов и измельчения зерен в процессе затвердевания. Использование плетения в сочетании с техникой “coldArc” позволило нам уменьшить соотношение сторон первичных зерен β -Ti в готовых стенах, особенно при исследовании средней части стены. Это открытие было ожидаемым, учитывая тот факт, что теплопроводность верхней части стены была ниже, чем у средней части. Полярность тока оказывает существенное влияние на характер переноса металла и глубину проплавления. При наплавке алюминиевых сплавов преимущественно используется обратная полярность, обеспечивающая эффект катодной очистки оксидной пленки и стабильность дугового процесса [65].

Кинематические параметры процесса, включая скорость подачи проволоки и скорость перемещения, оказывают комплексное воздействие на формирование геометрии наплавленного валика и микроструктуру материала. Оптимальное соотношение скорости подачи проволоки к скорости перемещения (коэффициент осаждения) критически важно для обеспечения стабильной геометрии валика и предотвращения дефектов типа «горб». Научные исследования показывают, что

для алюминиевых сплавов оптимальное соотношение WFS/TS обычно находится в диапазоне 25–35 при использовании технологии CMT [67].

Термические параметры процесса, в том числе межслойная температура и стратегии охлаждения, оказывают значительное влияние на микроструктуру, формирование дефектов и остаточные напряжения в алюминиевых сплавах. Контроль температуры между наплавкой последовательных слоев критически важен, так как он влияет на условия кристаллизации и формирование микроструктуры. Экспериментальные данные свидетельствуют о том, что оптимальная межслойная температура для большинства алюминиевых сплавов находится в диапазоне 50–120°C в зависимости от конкретного сплава.

Состав защитного газа и его расход также существенно влияют на качество наплавки алюминиевых сплавов. Для алюминиевых сплавов обычно используется аргон высокой чистоты или его смеси с гелием. Добавление гелия повышает энергию дуги и улучшает смачиваемость, что особенно важно для высоколегированных алюминиевых сплавов [10]. Исследования показывают, что смесь Ar-30%He обеспечивает оптимальный баланс между стабильностью дуги и качеством наплавки для большинства алюминиевых сплавов.

Геометрические характеристики наплавленного валика, такие как ширина, высота и форма поперечного сечения, напрямую влияют на качество и стабильность процесса WAAM. Соотношение ширины и высоты валика (W/H) имеет решающее значение для стабильности процесса и минимизации дефектов. Для алюминиевых сплавов рекомендуемое соотношение W/H составляет 3–5, что обеспечивает оптимальный баланс между стабильностью процесса и эффективностью наплавки [68]. При соотношении W/H менее 2,5 возрастает риск образования несплавов между соседними валиками, в то время как при соотношении более 5 увеличивается вероятность образования подрезов.

Тепловая нагрузка в процессе WAAM критически важна для алюминиевых сплавов, так как она влияет на микроструктуру, формирование дефектов и остаточные напряжения. Линейная энергия процесса, рассчитываемая как отношение мощности дуги к скорости перемещения, является ключевым

параметром, определяющим тепловую нагрузку. Для алюминиевых сплавов оптимальные значения линейной энергии обычно находятся в диапазоне 200–500 Дж/мм в зависимости от конкретного сплава и толщины стенки [16]. Избыточное тепловое воздействие приводит к формированию крупнозернистой структуры, повышенной пористости и деформациям, в то время как недостаточное тепловое воздействие может вызывать несплавления и нестабильность процесса.

1.2.3 Дефекты алюминиевых сплавов при WAAM и методы их предотвращения

Несмотря на значительные преимущества технологии WAAM, процесс наплавки алюминиевых сплавов сопряжен с рядом специфических дефектов, требующих глубокого анализа и разработки методов их предотвращения.

Пористость является одним из наиболее распространенных дефектов при WAAM алюминиевых сплавов, существенно влияющим на механические свойства и усталостную прочность изделий. Водородная пористость является основным механизмом образования пор в алюминиевых сплавах, связанным с резким снижением растворимости водорода в алюминии при переходе из жидкого состояния в твердое (с $\sim 0,7$ мл/100 г при температуре плавления до $\sim 0,05$ мл/100 г при комнатной температуре) [21]. Источниками водорода являются, влага на поверхности проволоки, загрязнения в защитном газе и углеводородные загрязнения на поверхности материала.

Морфология и распределение пор в алюминиевых конструкциях, наплавленных WAAM, характеризуются значительной неоднородностью. Водородные поры имеют сферическую форму и равномерно распределены в объеме наплавленного металла, их размер обычно составляет 50-500 мкм. Газовые поры от захвата защитного газа имеют более крупный размер (до нескольких миллиметров) и неправильную форму. Распределение пористости в алюминиевых конструкциях, наплавленных WAAM, неоднородно: наибольшая концентрация пор наблюдается в верхних слоях и вблизи границ валиков [69].

Параметры процесса оказывают существенное влияние на формирование пористости. Избыточное тепловыделение увеличивает время существования

расплава, способствуя захвату и растворению водорода. Оптимальные значения линейной энергии для минимизации пористости в алюминиевых сплавах составляют 250–350 Дж/мм [70]. Высокие скорости перемещения (более 0,5 м/мин) способствуют образованию более мелких, но более многочисленных пор, в то время как низкие скорости (менее 0,3 м/мин) приводят к образованию более крупных, но менее многочисленных пор.

Для предотвращения пористости применяются различные методы, в том числе тщательная подготовка материала, оптимизация защитной атмосферы, использование технологий с низким тепловыделением (CMT, CMT-ADV) и импульсных режимов, способствующих дегазации расплава. Ультразвуковая обработка в процессе наплавки способствует дегазации расплава и измельчению микроструктуры, что существенно снижает пористость. Послойная деформационная обработка, включающая прокатку или ковку каждого наплавленного слоя, позволяет значительно снизить пористость за счет пластической деформации и закрытия пор [71].

Образование трещин представляет собой серьезную проблему при WAAM алюминиевых сплавов, особенно термически упрочняемых серий (2xxx, 6xxx, 7xxx), и может существенно снижать механические свойства и эксплуатационную надежность изделий. Горячие трещины образуются в процессе затвердевания при температурах, близких к солидусу, когда прочность материала низкая, а деформации, вызванные усадкой и термическими напряжениями, значительны [72]. Основными факторами, способствующими образованию горячих трещин, являются широкий интервал кристаллизации сплава, наличие легкоплавких эвтектик по границам зёрен и ограниченная пластичность в двухфазной области. Алюминиевые сплавы систем Al-Cu и Al-Mg-Si особенно склонны к образованию горячих трещин.

Склонность алюминиевых сплавов к образованию горячих трещин сильно зависит от их химического состава. Сплавы с содержанием кремния около 0,5-2% или меди около 1-3% наиболее склонны к образованию горячих трещин из-за формирования значительного количества эвтектики и широкого интервала

кристаллизации. Содержание магния более 3,5% в сплавах системы Al-Mg увеличивает склонность к образованию трещин. Добавки титана и бора (0,01–0,15%) способствуют измельчению зерна и снижению склонности к образованию горячих трещин [73].

Для предотвращения образования трещин применяются методы модификации состава сплава, контроля термического цикла, измельчения зерна и оптимизации стратегии наплавки. Использование проволоки с оптимизированным составом, включающим модификаторы для измельчения зерна (Ti, B, Zr) и элементы, улучшающие смачиваемость границ зерен (Si в сплавах Al-Cu, Cu в сплавах Al-Mg), позволяет значительно снизить риск образования трещин [74]. Оптимизация параметров процесса для обеспечения контролируемого нагрева и охлаждения, использование предварительного подогрева и последующего отжига снижают термические напряжения и минимизируют риск образования трещин.

Геометрические дефекты и неоднородность структуры являются специфическими проблемами WAAM алюминиевых сплавов, влияющими на точность размеров и однородность свойств изделий. Волнистость поверхности, дефект типа «бугорок», неоднородность заполнения и коллапс стенки представляют собой типичные геометрические дефекты при WAAM алюминиевых сплавов. Соотношение WFS/TS, стабильность параметров процесса и реология расплавленного металла оказывают существенное влияние на формирование геометрических дефектов [75].

В многослойных конструкциях WAAM наблюдается характерная зональная неоднородность микроструктуры, включающая зону переплава с крупным столбчатым зерном, зону термического влияния с частично рекристаллизованной структурой и зону термомеханического влияния последующих слоев. Значительные колебания размера зерна от слоя к слою связаны с различиями в термической истории. Для предотвращения геометрических дефектов и неоднородности структуры применяются методы оптимизации параметров наплавки, адаптивного управления процессом, оптимизации стратегии наплавки,

последующей механической обработки, деформационной обработки и термической обработки [76].

Остаточные напряжения и связанные с ними деформации представляют собой серьёзную проблему при WAAM алюминиевых сплавов, влияя на геометрическую точность, механические свойства и эксплуатационные характеристики изделий. Термические напряжения, возникающие из-за неравномерного расширения и сжатия материала при нагреве и охлаждении в процессе наплавки, и сдерживающие напряжения, формирующиеся из-за ограничения усадки материала при затвердевании и охлаждении со стороны подложки и ранее наплавленных слоёв, являются основными механизмами формирования остаточных напряжений в конструкциях WAAM [77].

Типичное распределение остаточных напряжений в конструкциях WAAM из алюминиевых сплавов характеризуется высокими растягивающими напряжениями в верхней части конструкции, сжимающими напряжениями в нижней части, вблизи подложки, и максимальными значениями напряжений в продольном направлении. Для снижения остаточных напряжений и деформаций применяются методы предварительного подогрева, деформационной обработки в процессе наплавки, оптимизации закрепления, термической обработки после наплавки, использования импульсных режимов наплавки и компьютерного моделирования для прогнозирования и компенсации деформаций [78].

Несмотря на значительные преимущества технологии WAAM, процесс наплавки алюминиевых сплавов сопряжен с рядом специфических дефектов, требующих глубокого анализа и разработки методов их предотвращения.

Пористость остаётся одним из наиболее характерных дефектов алюминиевых сплавов, полученных методом электродуговой наплавки, и оказывает прямое влияние на прочностные характеристики, в том числе на усталостную долговечность изделий. Главным механизмом её образования является водородная пористость, возникающая из-за резкого снижения растворимости водорода при кристаллизации алюминия: от $\sim 0,7$ мл/100 г при температуре плавления до $\sim 0,05$ мл/100 г при комнатной температуре [21].

Источниками водорода служат влага на поверхности проволоки, примеси в защитном газе, а также углеводородные загрязнения подложки.

Формирование пор в наплавленном металле отличается выраженной неоднородностью. Водородные поры обычно имеют сферическую форму и равномерное распределение, их размеры составляют 50–500 мкм. Более крупные газовые полости (до нескольких миллиметров) возникают при захвате защитного газа и характеризуются неправильной формой. Наибольшая концентрация дефектов фиксируется в верхних слоях и вблизи границ наплавленных валиков [69].

Режимы процесса существенно влияют на интенсивность образования пор. При избыточном тепловложении увеличивается время существования расплава, что облегчает диффузию водорода в жидкую фазу, тогда как недостаточный ввод тепла препятствует эффективному дегазированию металла. Оптимальная линейная энергия для алюминиевых сплавов составляет 250–350 Дж/мм [70]. Скорость перемещения также оказывает заметное влияние: при значениях выше 0,5 м/мин формируются более мелкие, но многочисленные поры, тогда как при скоростях ниже 0,3 м/мин возникают более крупные, но редкие дефекты.

Для снижения пористости применяются как традиционные меры (очистка поверхности проволоки и подложки, контроль чистоты защитной атмосферы), так и специальные технологические решения. Наиболее эффективными считаются режимы с пониженным тепловложением, такие как СМТ и его модификации, а также импульсные варианты дуги, способствующие дегазации расплава. Перспективными направлениями являются ультразвуковая обработка в процессе наплавки, обеспечивающая дегазацию и измельчение структуры, и межслойная деформационная обработка (прокатка или ковка), которая способствует закрытию пор и повышению плотности наплавленного металла [71].

Образование трещин представляет собой серьезную проблему при WAAM алюминиевых сплавов, особенно термически упрочняемых серий (2xxx, 6xxx, 7xxx), и может существенно снижать механические свойства и эксплуатационную надежность изделий. Горячие трещины образуются в процессе затвердевания при

температурах, близких к солидусу, когда прочность материала низкая, а деформации, вызванные усадкой и термическими напряжениями, значительны [72]. Основными факторами, способствующими образованию горячих трещин, являются широкий интервал кристаллизации сплава, наличие легкоплавких эвтектик по границам зёрен и ограниченная пластичность в двухфазной области. Алюминиевые сплавы систем Al-Cu и Al-Mg-Si особенно склонны к образованию горячих трещин.

Склонность алюминиевых сплавов к образованию горячих трещин сильно зависит от их химического состава. Сплавы с содержанием кремния около 0,5-2% или меди около 1-3% наиболее склонны к образованию горячих трещин из-за формирования значительного количества эвтектики и широкого интервала кристаллизации. Содержание магния более 3,5% в сплавах системы Al-Mg увеличивает склонность к образованию трещин. Добавки титана и бора (0,01–0,15%) способствуют измельчению зерна и снижению склонности к образованию горячих трещин [73].

Для предотвращения образования трещин применяются методы модификации состава сплава, контроля термического цикла, измельчения зерна и оптимизации стратегии наплавки. Использование проволоки с оптимизированным составом, включающим модификаторы для измельчения зерна (Ti, B, Zr) и элементы, улучшающие смачиваемость границ зерен (Si в сплавах Al-Cu, Cu в сплавах Al-Mg), позволяет значительно снизить риск образования трещин [74]. Оптимизация параметров процесса для обеспечения контролируемого нагрева и охлаждения, использование предварительного подогрева и последующего отжига снижают термические напряжения и минимизируют риск образования трещин.

Геометрические дефекты и неоднородность структуры являются специфическими проблемами WAAM алюминиевых сплавов, влияющими на точность размеров и однородность свойств изделий. Волнистость поверхности, дефект типа «бугорок», неоднородность заполнения и коллапс стенки представляют собой типичные геометрические дефекты при WAAM алюминиевых сплавов. Соотношение WFS/TS, стабильность параметров процесса

и реология расплавленного металла оказывают существенное влияние на формирование геометрических дефектов [75].

В многослойных конструкциях WAAM наблюдается характерная зональная неоднородность микроструктуры, включающая зону переплава с крупным столбчатым зерном, зону термического влияния с частично рекристаллизованной структурой и зону термомеханического влияния последующих слоев. Значительные колебания размера зерна от слоя к слою связаны с различиями в термической истории. Для предотвращения геометрических дефектов и неоднородности структуры применяются методы оптимизации параметров наплавки, адаптивного управления процессом, оптимизации стратегии наплавки, послойной механической обработки, деформационной обработки и термической обработки [76].

Остаточные напряжения и связанные с ними деформации представляют собой серьезную проблему при WAAM алюминиевых сплавов, влияя на геометрическую точность, механические свойства и эксплуатационные характеристики изделий. Термические напряжения, возникающие из-за неравномерного расширения и сжатия материала при нагреве и охлаждении в процессе наплавки, и сдерживающие напряжения, формирующиеся из-за ограничения усадки материала при затвердевании и охлаждении со стороны подложки и ранее наплавленных слоев, являются основными механизмами формирования остаточных напряжений в конструкциях WAAM [77].

Типичное распределение остаточных напряжений в конструкциях WAAM из алюминиевых сплавов характеризуется высокими растягивающими напряжениями в верхней части конструкции, сжимающими напряжениями в нижней части, вблизи подложки, и максимальными значениями напряжений в продольном направлении. Для снижения остаточных напряжений и деформаций применяются методы предварительного подогрева, деформационной обработки в процессе наплавки, оптимизации закрепления, термической обработки после наплавки, использования импульсных режимов наплавки и компьютерного моделирования для прогнозирования и компенсации деформаций [78].

Эффективный контроль качества и своевременное обнаружение дефектов играют ключевую роль в обеспечении надежности и эксплуатационных характеристик изделий WAAM из алюминиевых сплавов.

Для обнаружения внутренних и поверхностных дефектов в WAAM-конструкциях из алюминиевых сплавов применяется комплекс методов неразрушающего контроля. Рентгенографический метод основан на разнице в поглощении рентгеновского излучения материалом изделия и дефектами и характеризуется высокой чувствительностью к объемным дефектам. Ультразвуковой метод, основанный на отражении ультразвуковых волн от границ раздела сред с различными акустическими свойствами, обеспечивает высокую чувствительность к плоскостным дефектам [79]. Метод фазированных решёток (PAUT) позволяет проводить электронное сканирование без перемещения датчика и формировать двумерные изображения дефектов, обеспечивая обнаружение дефектов размером от 0,5 мм в конструкциях WAAM из алюминиевых сплавов.

Компьютерная томография обеспечивает трехмерную визуализацию внутренней структуры и дефектов с высокой чувствительностью к дефектам различной морфологии. Капиллярный метод, основанный на проникновении специальных индикаторных жидкостей в поверхностные дефекты, характеризуется высокой чувствительностью к поверхностным трещинам. Вихретоковый метод, основанный на анализе взаимодействия электромагнитного поля вихревых токов с электропроводящим материалом и имеющимися в нем дефектами, обеспечивает высокую скорость контроля [80].

Системы мониторинга и контроля процесса WAAM в режиме реального времени позволяют своевременно выявлять отклонения параметров и предотвращать образование дефектов. Контроль силы тока и напряжения в процессе наплавки позволяет выявлять нестабильности дугового процесса, которые могут приводить к образованию дефектов. Высокоскоростная видеосъемка и тепловизионная регистрация позволяют наблюдать за поведением дуги, переносом металла и формированием сварочной ванны. Инфракрасная термография обеспечивает контроль распределения температуры в процессе

наплавки и выявление аномалий, свидетельствующих об образовании дефектов [81].

Современные интегрированные системы мониторинга объединяют различные методы и алгоритмы обработки данных для комплексной оценки процесса и автоматической корректировки параметров. Многопараметрический анализ электрических, оптических, термических и акустических данных повышает надежность выявления аномалий процесса. Адаптивное управление обеспечивает автоматическую корректировку параметров процесса на основе данных мониторинга, предотвращая образование дефектов [82].

1.3 Роботизация и автоматизации технологии WAAM. Применение МИО и поверхностного модифицирования для алюминиевых сплавов

1.3.1 Роботизация и автоматизация в системах WAAM

Эволюция технологии проволоочно-дуговой аддитивной наплавки (WAAM) характеризуется интенсивным развитием систем автоматизации и роботизации, что представляет собой закономерный ответ на возрастающие требования к точности, воспроизводимости и эффективности производственных процессов. Интеграция роботизированных манипуляторов в технологические комплексы WAAM знаменует новый этап в развитии аддитивного производства металлических конструкций, обеспечивая прецизионный контроль формирования геометрии изделий и оптимизацию параметров наплавки [83].

Современные роботизированные системы WAAM представляют собой комплексные технологические решения, объединяющие многоосевые манипуляторы с алгоритмами адаптивного управления и системами мониторинга в режиме реального времени. Архитектура подобных систем базируется на принципах функциональной интеграции и модульности, что обеспечивает их высокую гибкость при необходимости конфигурирования под специфические производственные задачи. Роботизированные комплексы WAAM существенно расширяют технологические возможности процесса за счет реализации сложных

пространственных траекторий наплавки и адаптивной коррекции параметров в зависимости от геометрии изделия и термического состояния материала [84].

Результаты экспериментальных исследований, проведенных Виллиамс с соавторами, подтверждают, что роботизированные системы WAAM обеспечивают значительное повышение точности позиционирования сварочной головки (до $\pm 0,1$ мм) по сравнению с традиционными порталными системами перемещения, что критически важно при производстве тонкостенных конструкций из алюминиевых сплавов. При этом многоосевые манипуляторы с шестью и более степенями свободы позволяют реализовать оптимальные условия наплавки за счет поддержания постоянной ориентации сварочной головки относительно поверхности формирования, независимо от сложности геометрии изделия.

Существенным аспектом роботизации WAAM-систем является разработка интеллектуальных алгоритмов планирования траектории наплавки, учитывающих специфику процесса формирования металлических структур из алюминиевых сплавов. Оптимизация стратегии заполнения объема изделия требует учета таких факторов, как минимизация термических деформаций, обеспечение стабильности процесса наплавки и достижение однородности структуры материала [35]. Разработанные исследователями алгоритмы адаптивного планирования на основе топологической оптимизации позволяют генерировать траектории, обеспечивающие минимизацию числа запусков и остановок процесса наплавки, что особенно важно для материалов с высокой склонностью к образованию дефектов в кратерной зоне, характерных для алюминиевых сплавов.

Перспективным направлением в автоматизации WAAM-систем является интеграция технологии цифровых двойников, обеспечивающих возможность моделирования и оптимизации процесса наплавки в виртуальной среде с последующей реализацией оптимизированных параметров на физическом оборудовании. Исследования ХУ и соавторов демонстрируют, что применение цифровых двойников позволяет осуществлять предиктивную коррекцию параметров наплавки на основе многофакторных моделей, учитывающих

комплексное взаимодействие между электрическими параметрами процесса, термодинамическими характеристиками материала и геометрическими особенностями формируемой структуры [85].

Интеграция систем машинного зрения в роботизированные комплексы WAAM представляет собой ключевой элемент адаптивного управления процессом. Применение стереоскопических систем с алгоритмами обработки изображений в режиме реального времени обеспечивает возможность точного измерения геометрических параметров наплавленного валика и автоматической коррекции траектории и режимов наплавки для поддержания стабильности процесса [34]. Особую значимость данный подход приобретает при работе с алюминиевыми сплавами, характеризующимися повышенной склонностью к формированию геометрических дефектов и нестабильностью процесса переноса металла.

Разработка и внедрение многороботных систем для реализации технологии WAAM представляет собой перспективное направление, позволяющее значительно повысить производительность процесса при сохранении высокой точности формирования геометрии изделия. Архитектура многороботных систем с распределенным управлением обеспечивает возможность параллельного формирования различных участков изделия, что сокращает общее время производства на 30-40% по сравнению с традиционной схемой последовательного наплавления [86]. При этом ключевым аспектом реализации подобных систем является разработка алгоритмов координации работы роботов для исключения коллизий и обеспечения согласованного формирования целостной структуры изделия.

Интеграция аддитивных и субтрактивных технологий в рамках единого роботизированного комплекса представляет собой перспективный подход к повышению эффективности производства. Совмещение операций наплавки и механической обработки на одной платформе обеспечивает возможность реализации гибридных технологических процессов, оптимизированных под конкретные функциональные требования к изделию [87]. Данный подход

позволяет сочетать преимущества аддитивного формирования объемной геометрии с высокой точностью и качеством поверхности, достигаемыми при механической обработке, что особенно актуально для алюминиевых сплавов, где шероховатость поверхности после WAAM-процесса существенно влияет на эксплуатационные характеристики изделия.

1.3.2 Системы адаптивного управления и контроля в роботизированных комплексах

Эффективность роботизированных WAAM-систем в значительной степени определяется реализацией адаптивного управления процессом наплавки, обеспечивающего оперативную коррекцию параметров на основе данных мониторинга. Внедрение многоуровневых систем управления с иерархической структурой позволяет обеспечить оптимальное функционирование роботизированных комплексов WAAM за счет локализации контуров регулирования и минимизации времени реакции системы на возмущающие воздействия [27].

Первичный уровень управления в роботизированных WAAM-системах обеспечивает стабилизацию электрических параметров процесса наплавки и непрерывную адаптацию режимов переноса металла в соответствии с термодинамическим состоянием сварочной ванны. Интеграция современных инверторных источников с функцией анализа характеристик дуги позволяет реализовать адаптивную модуляцию сварочного тока с частотой до 20 кГц, что обеспечивает прецизионный контроль процесса переноса металла и минимизацию энергетических флуктуаций [88]. Данный аспект приобретает особую значимость при работе с алюминиевыми сплавами, характеризующимися низкой вязкостью расплава и высокой чувствительностью к изменению энергетических параметров дуги.

Интеграция термографических систем в контур управления роботизированными WAAM-комплексами обеспечивает возможность непрерывного мониторинга температурного поля в зоне наплавки и прилегающих

областях, что критически важно для контроля микроструктуры и предотвращения дефектообразования в алюминиевых сплавах. Эффективность применения инфракрасных камер с охлаждаемой матрицей детекторов для регистрации температурных градиентов в диапазоне от 100 до 700°C с пространственным разрешением до 0,5 мм, что обеспечивает возможность детектирования термических аномалий, свидетельствующих о формировании дефектов [89].

Существенным аспектом адаптивного управления WAAM-процессом является реализация предиктивных моделей формирования микроструктуры материала на основе данных о термическом цикле. Применение нейросетевых алгоритмов для анализа информации, поступающей от термографических систем, позволяет с высокой точностью прогнозировать размер зерна и распределение фаз в наплавленном металле [90]. На основе данных прогнозов осуществляется коррекция параметров наплавки для достижения требуемой микроструктуры и механических свойств материала, что особенно важно для термоупрочняемых алюминиевых сплавов, где механические характеристики существенно зависят от скорости охлаждения и температуры межслойной выдержки.

Интеграция акустических сенсоров в системы мониторинга роботизированных WAAM-комплексов обеспечивает дополнительный информационный канал для контроля стабильности процесса и выявления аномалий, свидетельствующих о формировании дефектов. Спектральный анализ акустического сигнала в диапазоне от 1 до 20 кГц позволяет идентифицировать специфические паттерны, характерные для процессов порообразования и трещинообразования в алюминиевых сплавах [91]. Интеграция данной информации в систему адаптивного управления обеспечивает возможность оперативного реагирования на выявленные аномалии путем коррекции параметров процесса до момента формирования критических дефектов.

Реализация адаптивного управления кинематикой роботизированного манипулятора на основе данных геометрического контроля представляет собой перспективное направление в развитии WAAM-систем. Интеграция лазерных сканеров в систему управления роботом позволяет осуществлять непрерывную

коррекцию траектории и скорости перемещения сварочной головки на основе информации о фактической геометрии наплавленного слоя [92]. Данный подход обеспечивает компенсацию геометрических отклонений, возникающих вследствие термических деформаций и неустойчивости процесса наплавки, что особенно актуально при работе с крупногабаритными конструкциями из алюминиевых сплавов.

Существенным аспектом реализации адаптивного управления в роботизированных WAAM-системах является разработка алгоритмов оптимизации параметров процесса на основе многокритериальных целевых функций. Эффективность применения эволюционных алгоритмов оптимизации для определения оптимального соотношения между производительностью процесса, качеством наплавки и энергоэффективностью [93]. Адаптация параметров в режиме реального времени на основе результатов оптимизации обеспечивает существенное повышение экономической эффективности процесса при сохранении высокого качества изделий.

1.3.3 Физические и термические способы постобработки изделий, полученных по WAAM технологии

Электродуговая наплавка (ЭДН; в англоязычной литературе часто — WAAM) обеспечивает высокую скорость формирования крупногабаритных алюминиевых заготовок, но сопровождается неравномерными тепловыми циклами и многократным переплавлением межслоевых зон. Это ведёт к пористости (главным образом водородной), выраженной анизотропии, остаточным напряжениям и вариабельности механических свойств по высоте валика и между проходами [94–97]. Для стабилизации структуры и повышения эксплуатационных характеристик применяются постпроцессные воздействия. В рамках обзора акцент сделан на двух подходах, которые хорошо сочетаются с технологической цепочкой ЭДН: магнитно-импульсная обработка (МИО) как бесконтактный физический метод объёмного действия и электродуговое

поверхностное модифицирование (ЭДПМ) как локальный термический способ упрочнения и выравнивания приповерхностных слоёв [94–96].

МИО использует кратковременные высокоинтенсивные магнитные импульсы, индуцирующие в электропроводном материале вихревые токи. Связанная с ними сила Лоренца создаёт импульсные давления и высокоскоростные сдвиговые деформации в поверхностных и приповерхностных слоях (глубина воздействия определяется частотой импульса и электромагнитной «сквозной» толщиной) [95]. Для алюминиевых систем это сопровождается:

- Релаксацией растягивающих остаточных напряжений за счёт инициирования микропластичности;
- Усилением конвекции и давлением в жидкой/полужидкой фазе при наличии расплава, что облегчает дегазацию и уменьшает вероятность фиксации водорода в момент затвердевания;
- Укрупнением числа зародышей и измельчением зеренной структуры вследствие ускоренной перекристаллизации и подавления направленного роста [95,96].

Эксперименты с комбинированным импульсным + постоянным магнитным полем показали формирование в расплаве периодических волн сжатия/разрежения; при последующем затвердевании это даёт более однородную и мелкодисперсную микроструктуру, в т.ч. для алюминиевых сплавов серии бxxx (распределение частиц TiB_2 в 6061 Al стала более равномерной) [95]. Обзор по алюминиевым сплавам для ЭДН подчёркивает, что физические воздействия (включая магнитные поля) рассматриваются как перспективный инструмент снижения пористости, выравнивания структуры и стабилизации свойств в «проволочно-дуговых» процессах осаждения. Для изделий после ЭДН ожидаемые технологические эффекты МИО — уменьшение остаточных напряжений и сглаживание разброса свойств между «нижними» и «верхними» зонами валика, что критично для усталостной долговечности.

Практически значимо, что МИО бесконтактна и совместима с деталями сложной геометрии, где механический доступ ограничен; её можно встраивать как межоперационный шаг (например, блоками по несколько слоёв) или как завершающую стадию перед окончательной механической обработкой. Ограничения метода — малая эффективность «закрытия» крупных дефектов типа макропор и необходимость подбора режимов с учётом проводимости, и толщины стенки (чтобы избежать перегрева локальных зон) [96].

ЭДПМ (электродуговое поверхностное модифицирование) — локальное дуговое переплавление тонкого приповерхностного слоя с последующим быстрым кристаллизационным охлаждением. В алюминиевых доэвтектических системах (Al–Si) это ведёт к измельчению эвтектики, более равномерному распределению кремниевых частиц и вторичных интерметаллидов, снижению доли пластинчатого Si и формированию мелкозернистого α -Al в верхних сотнях микрометров до миллиметра (глубина зависит от энерговклада и скорости перемещения) [99,100]. Для заготовок ЭДН такой «ре-плав» адресует наиболее уязвимые зоны — гребни валиков, межпроходные границы и поверхностные дефектные участки, где концентрируются поры, оксиды и термические концентраторы напряжений.

Двойной импульсный дуговой процесс (DP-GMAW), близкий по теплофизике к «мягкому» режиму локального переплава, демонстрирует интересную кинематику ванны: периодическое «сжатие-расширение» расплава, что измельчает структуру и понижает пористость в алюминиевых сварных швах/наплавках. Для алюминиевых заготовок после ЭДН электродуговая поверхностная «переплавка-перекристаллизация» обеспечивает: рост микротвёрдости и износостойкости при сохранении пластичности основы; уменьшение чувствительности к коррозионно-усталостному разрушению за счёт сглаживания рельефа, уменьшения дефектов и выравнивания структуры. Публикации по алюминиевым сплавам показывают, что после дугового (или лазерно-дугового) поверхностного переплава формируется упрочнённый слой

порядка миллиметра с повышенной твёрдостью и лучшими коррозионными показателями по сравнению с исходной поверхностью [100].

Технологически ЭДПМ удобно совмещать с завершающей механической обработкой (снятие минимальной припускной толщины). Важен контроль энерговклада: чрезмерное тепловложение увеличивает зону ТВО и может приводить к локальному укрупнению зерна; оптимальные режимы для Al-Si — «короткая дуга», импульсное питание, инертная защита (Ar/He) для подавления пленки Al_2O_3 .

Для МИО ключевые риски — недообработка (сохранение высокого уровня остаточных напряжений) и, наоборот, избыточный импульс (локальный перегрев, «пятнистая» деформация). Для ЭДПМ — перегрев и перерасплав на глубину, выходящую за припуск, или повторная фиксация пор при слишком длинной ванне. Поэтому рекомендуются: тепловизионный мониторинг, съём ОС/SEM-сечений в контрольных зонах (гребень валиков, межпроходье), количественный учёт пористости по ГОСТ 18353/ASTM E2109, карты микротвёрдости по глубине упрочнённого слоя и прокси-оценка остаточных напряжений (рентген, сверточные методики) до/после обработки [98]. Для алюминиевых заготовок ЭДН полезна также проверка коррозионно-усталостной прочности на образцах, вырезанных из поверхностно модифицированных зон.

1.4 Алюминиевые сплавы, используемые в аддитивных технологиях

1.4.1 Специфика применения алюминиевых сплавов в аддитивном производстве

Алюминиевые сплавы представляют собой класс материалов, обладающих уникальным сочетанием физико-механических и эксплуатационных характеристик, что обуславливает их широкое применение в различных отраслях промышленности, включая аэрокосмическую, автомобильную и транспортное машиностроение. Адаптация данных сплавов для технологий аддитивного производства сопряжена с рядом специфических аспектов, обусловленных их

металлургическими особенностями и реологическими характеристиками в расплавленном состоянии [101].

В соответствии с требованиями ГОСТ 4784-2019 "Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки", современная номенклатура алюминиевых сплавов, применяемых в промышленности Российской Федерации, представлена широким спектром композиций, включающих сплавы систем Al-Cu, Al-Mg, Al-Mg-Si, Al-Zn-Mg и Al-Cu-Mg. Анализ исследований отечественных ученых демонстрирует, что далеко не все из регламентированных стандартом сплавов могут эффективно применяться в технологиях аддитивного производства ввиду специфических условий кристаллизации и формирования микроструктуры при послойном наплавлении [102].

Фундаментальные работы Луценко В.А. и соавторов по исследованию закономерностей формирования структуры алюминиевых сплавов при аддитивном производстве выявили, что ключевыми факторами, определяющими пригодность сплава для технологий послойного наплавления, являются интервал кристаллизации, склонность к образованию горячих трещин, окисляемость в жидком состоянии и чувствительность к условиям охлаждения [103]. Согласно данным, опубликованным в монографии Смирнова А.С., сплавы с широким интервалом кристаллизации, превышающим 100°C, демонстрируют повышенную склонность к образованию горячих трещин при условиях охлаждения, характерных для процессов аддитивного производства [104].

Основополагающее значение для понимания фазовых превращений в алюминиевых сплавах, применяемых в аддитивных технологиях, имеет анализ соответствующих диаграмм состояния. На рисунке 8 представлена диаграмма состояния системы Al-Cu, определяющая фазовый состав и структуру ключевых промышленных сплавов типа Д1, Д16, Д19, широко используемых в аддитивном производстве.

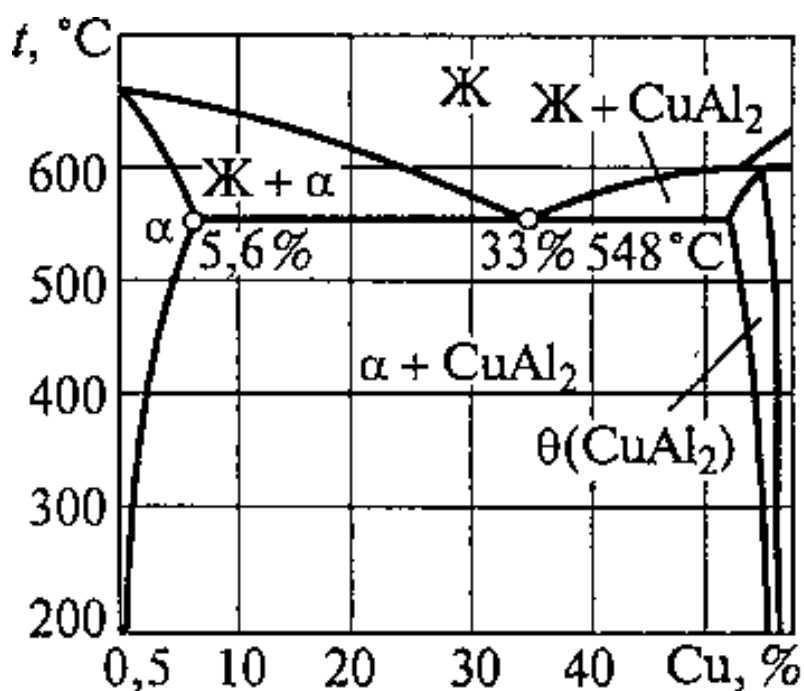


Рисунок 8 – Диаграмма состояния системы Al-Cu

Как видно из диаграммы, представленной на рисунке 9, максимальная растворимость меди в алюминии составляет 5,65% при температуре эвтектики 548°C и снижается до 0,05% при комнатной температуре. Данная особенность определяет возможность упрочнения сплавов системы Al-Cu посредством термической обработки, что особенно актуально для изделий, изготовленных методами аддитивного производства.

Современная нормативно-техническая документация, регламентирующая требования к алюминиевым сплавам, применяемым в аддитивных технологиях, находится на стадии формирования. Значительным шагом в данном направлении является введение в действие ГОСТ Р. 59301-2021 "Изделия, полученные методом аддитивных технологических процессов. Термины и определения", устанавливающего основную терминологию в области аддитивного производства. Однако, специализированные стандарты, определяющие требования к алюминиевым сплавам для аддитивных технологий, в настоящее время отсутствуют, что создает определенные сложности для отечественных производителей при разработке и внедрении соответствующих технологических процессов.

1.4.2 Деформируемые алюминиевые сплавы в аддитивных технологиях

Деформируемые алюминиевые сплавы, согласно ГОСТ 4784-2019, подразделяются на термически неупрочняемые и термически упрочняемые. Каждая из указанных категорий характеризуется специфическими особенностями применения в технологиях аддитивного производства, обусловленными механизмами формирования их структуры и свойств в процессе послойного наплавления [105].

Термически неупрочняемые сплавы системы Al-Mg (AMg2, AMg3, AMg5, AMg6), согласно исследованиям Российского научно-исследовательского института авиационных материалов (ФГУП "ВИАМ"), демонстрируют наилучшую адаптируемость к технологиям проволоочно-дугового аддитивного производства благодаря относительно узкому интервалу кристаллизации и низкой чувствительности к скорости охлаждения. Экспериментальные исследования Петрова А.П. и соавторов показали, что изделия, изготовленные методом WAAM из сплава AMg5, характеризуются высокой однородностью структуры и механических свойств по объему, с показателями временного сопротивления на уровне 280-300 МПа, что составляет около 95% от значений, типичных для деформированных полуфабрикатов аналогичного состава [106].

На рисунке 9 представлена диаграмма состояния системы Al-Mg, определяющая фазовый состав и структуру термически неупрочняемых сплавов типа AMg, которые находят широкое применение в аддитивных технологиях благодаря своей хорошей свариваемости и коррозионной стойкости.

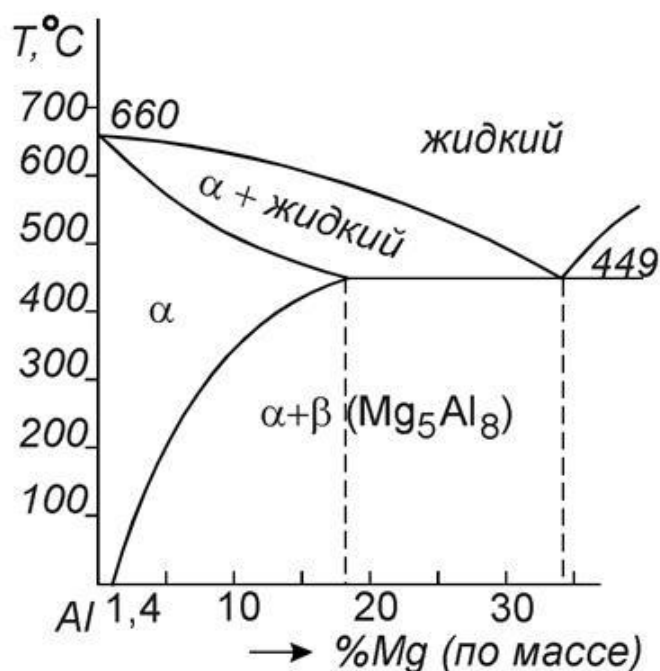
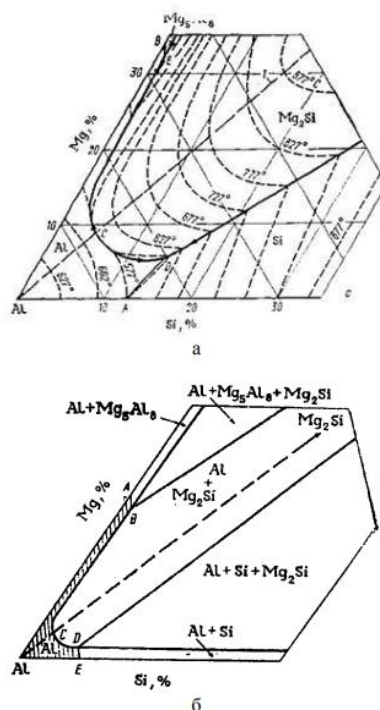


Рисунок 9 – Диаграмма состояния системы Al-Mg

Анализ диаграммы состояния Al-Mg, представленной на рисунке 10, показывает, что промышленные сплавы с содержанием магния до 6,8% характеризуются однофазной структурой твердого раствора α -Al, что обеспечивает их высокую пластичность и технологичность при аддитивной наплавке. При этом дополнительное легирование марганцем (до 0,8%) способствует измельчению зерна и повышению прочностных характеристик.

Термически упрочняемые деформируемые сплавы систем Al-Cu-Mg (Д1, Д16) и Al-Mg-Si (АД31, АД33) характеризуются более сложным поведением при аддитивном производстве, что обусловлено их чувствительностью к скорости охлаждения и термической предыстории. Исследования Николаева А.К., проведенные в Московском авиационном институте, демонстрируют, что механические свойства изделий из сплава Д16, изготовленных методом WAAM, существенно зависят от параметров термической постобработки. Оптимизация режимов закалки и искусственного старения позволяет достичь значений временного сопротивления на уровне 400-420 МПа, что соответствует требованиям ГОСТ 21488-97 "Прутки, прессованные из алюминия и алюминиевых сплавов" для полуфабрикатов из аналогичного сплава.

На рисунке 10 представлена диаграмма состояния системы Al-Mg-Si, имеющая ключевое значение для понимания фазовых превращений в сплавах типа АД31, широко применяемых в строительстве и изготавливаемых методами аддитивного производства.



а – проекция поверхности ликвидус; б – распределение фазовых областей в твердом состоянии

Рисунок 10 – Алюминиевый угол диаграммы Al-Mg-Si

Как видно из диаграммы на рисунке 10, сплавы системы Al-Mg-Si характеризуются образованием упрочняющей фазы Mg₂Si, растворимость которой в алюминии значительно снижается с понижением температуры, что обеспечивает возможность эффективного упрочнения данных сплавов посредством термической обработки. При аддитивном производстве изделий из сплавов типа АД31 критически важным является контроль скорости охлаждения для обеспечения оптимального распределения, упрочняющей фазы.

Особую категорию термически упрочняемых деформируемых сплавов, перспективных для аддитивных технологий, составляют высокопрочные сплавы

системы Al-Zn-Mg-(Cu) (B95, B96). Согласно исследованиям Орлова В.В., проведенным в Санкт-Петербургском политехническом университете Петра Великого, данные сплавы демонстрируют наиболее высокие значения механических характеристик среди всех алюминиевых сплавов, применяемых в аддитивных технологиях, с показателями временного сопротивления до 550-580 МПа после соответствующей термической обработки. Однако, их применение сопряжено с повышенными технологическими сложностями, обусловленными высокой склонностью к образованию горячих трещин и значительной чувствительностью к параметрам процесса наплавления [108].

На рисунке 11 представлена принципиальная схема изотермического разреза тройной диаграммы состояния системы Al-Zn-Mg при 25°C, определяющая фазовый состав высокопрочных алюминиевых сплавов, применяемых в аддитивных технологиях.

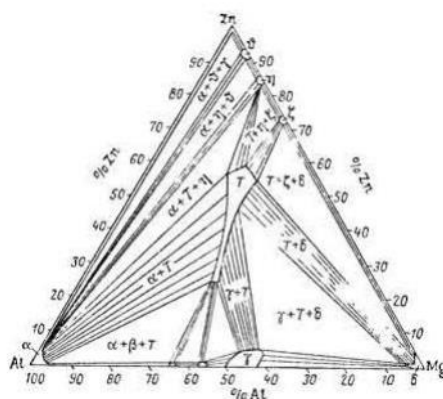


Рисунок 11 – Изотермический разрез части диаграммы состояния системы Al-Mg-Zn при 25 °C

Анализ диаграммы, представленной на рисунке 11, показывает, что высокопрочные алюминиевые сплавы системы Al-Zn-Mg характеризуются сложной многофазной структурой, включающей интерметаллидные соединения типа $MgZn_2$, $Al_2Mg_3Zn_3$ и др., выделяющиеся в процессе закалки и старения. При аддитивном производстве изделий из данных сплавов критически важным является точный контроль температурно-временных параметров процесса для обеспечения оптимального распределения упрочняющих фаз.

Инновационным направлением в развитии деформируемых алюминиевых сплавов для аддитивных технологий является разработка специализированных композиций, оптимизированных под условия послойного наплавления. Согласно данным, опубликованным в работах Фрида А.Е. и соавторов, введение модифицирующих добавок циркония (0,15-0,25%) и скандия (0,1-0,2%) в стандартные сплавы систем Al-Mg и Al-Cu-Mg позволяет существенно улучшить их технологические характеристики при аддитивном производстве за счет измельчения зерна в наплавленном металле и повышения сопротивления образованию горячих трещин [109].

1.4.3 Литейные алюминиевые сплавы в аддитивных технологиях

Литейные алюминиевые сплавы, регламентированные ГОСТ 1583-93 "Сплавы алюминиевые литейные. Технические условия", представляют собой отдельную категорию материалов, обладающих специфическими характеристиками, определяющими их поведение в процессах аддитивного производства. Относительно узкий интервал кристаллизации и хорошая жидкотекучесть, характерные для большинства литейных сплавов, обуславливают их потенциальную пригодность для технологий, основанных на селективном плавлении металлического порошка [110].

На рисунке 12 представлена диаграмма состояния системы Al-Si, определяющая фазовый состав и структуру силуминов - наиболее распространенных литейных алюминиевых сплавов, применяемых в аддитивных технологиях.

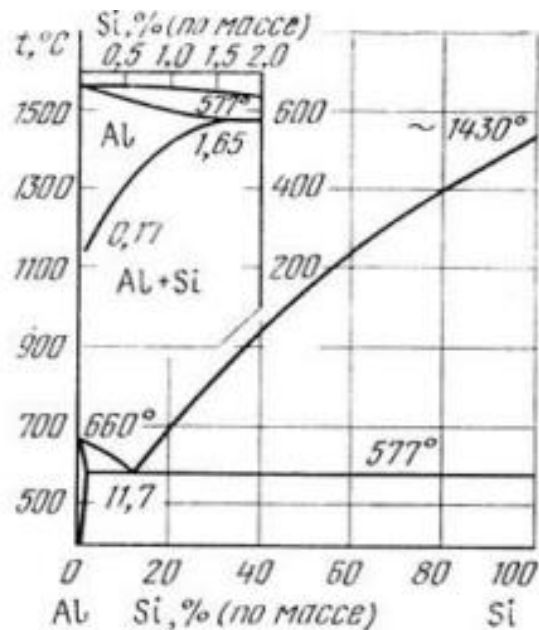


Рисунок 12 – Диаграмма состояния системы Al-Si

Как видно из диаграммы, представленной на рисунке 12, ключевой особенностью системы Al-Si является наличие эвтектического превращения при содержании кремния 11,7% и температуре 577°С. Сплавы с составом, близким к эвтектическому (AK12), характеризуются минимальным интервалом кристаллизации, что обеспечивает их высокую жидкотекучесть и минимальную склонность к образованию горячих трещин при аддитивном производстве.

Исследования, проведенные в Национальном исследовательском технологическом университете "МИСиС" под руководством профессора Белова Н.А., демонстрируют, что силумины системы Al-Si (AK12, AK9) характеризуются наилучшими показателями технологичности среди литейных алюминиевых сплавов при применении в технологиях селективного лазерного плавления (SLM). Экспериментально установлено, что изделия из сплава AK12, изготовленные методом SLM при оптимизированных параметрах процесса, демонстрируют механические свойства, превосходящие требования ГОСТ 1583-93 для литых заготовок на 15-20%, что обусловлено формированием ультрадисперсной эвтектической структуры в условиях быстрой кристаллизации [111].

Особую категорию литейных сплавов, перспективных для аддитивных технологий, составляют композиции системы Al-Cu (AM5). Согласно исследованиям Савицкого А.П., выполненным в Институте металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, данные сплавы обеспечивают формирование изделий с высокими показателями жаропрочности и термической стабильности структуры, что особенно актуально для применения в аэрокосмической технике. Экспериментально установлено, что оптимизация параметров процесса селективного лазерного плавления позволяет достичь в изделиях из сплава AM5 значений временного сопротивления на уровне 380-400 МПа при температуре испытаний 250°C, что значительно превосходит показатели, достижимые при традиционных технологиях литья [112].

Развитие нормативно-технической документации в области аддитивного производства из литейных алюминиевых сплавов является актуальной задачей отечественной промышленности. Введение в действие ГОСТ Р 57587-2017 "Изделия, полученные методом аддитивных технологических процессов. Методы контроля и испытаний" устанавливает общие требования к методикам контроля качества изделий, изготовленных аддитивными методами, однако не содержит специализированных разделов, посвященных литейным алюминиевым сплавам, что подчеркивает необходимость дальнейшей работы в данном направлении.

1.4.4 Присадочные проволоки из алюминиевых сплавов для аддитивного производства

Технологии проволочно-дугового аддитивного производства (WAAM) представляют собой перспективное направление в сфере изготовления крупногабаритных металлических конструкций, характеризующееся высокой производительностью и экономической эффективностью. Согласно требованиям ГОСТ Р 59637-2021 "Аддитивные технологические процессы. Изделия металлические, полученные методом прямого осаждения металла. Общие требования", качество и свойства изделий, изготавливаемых данным методом, в

значительной степени определяются характеристиками применяемой присадочной проволоки [113].

Исследования, проведенные в Национальном исследовательском университете "МЭИ" под руководством профессора Щицына Ю.Д., демонстрируют, что оптимальными для технологии WAAM являются присадочные проволоки диаметром 0,8-1,6 мм, характеризующиеся высокой стабильностью химического состава по длине и минимальным содержанием поверхностных загрязнений. Экспериментально установлено, что наличие оксидных пленок и адсорбированной влаги на поверхности проволоки из алюминиевых сплавов является критическим фактором, определяющим склонность наплавленного металла к порообразованию, что обуславливает необходимость разработки специализированных технологий очистки и хранения данных материалов [114].

Особое внимание при разработке присадочных проволок для технологии WAAM уделяется оптимизации их химического состава с учетом специфических условий формирования структуры наплавленного металла. Согласно исследованиям Коберника Н.В. и соавторов, выполненным в ФГУП "ВИАМ", введение в состав проволок на основе сплавов системы Al-Mg модифицирующих добавок титана, циркония и бора в определенных соотношениях позволяет существенно улучшить структуру наплавленного металла за счет измельчения зерна и повышения однородности распределения легирующих элементов [115].

Важным аспектом разработки присадочных проволок для технологии WAAM является обеспечение стабильности процесса дуговой наплавки и минимизация вероятности образования дефектов, связанных с нестабильностью дуги и переноса металла. Исследования Терентьева Е.В., проведенные в Московском государственном техническом университете им. Н.Э. Баумана, показывают, что оптимизация содержания поверхностно-активных элементов (Si, Na, Ca) в составе проволок из алюминиевых сплавов позволяет существенно улучшить стабильность дугового процесса и снизить склонность к образованию брызг и неравномерностей геометрии наплавленного валика [116].

Отдельное внимание исследователей привлекает возможность создания проволочных материалов порошкового типа для технологии WAAM, позволяющих расширить диапазон составов наплавляемого металла и улучшить его функциональные характеристики. Согласно работам Романенко Д.Н. и соавторов, выполненным в Южно-Уральском государственном университете, использование порошковых проволок с алюминиевой оболочкой и сердечником, содержащим порошки легирующих элементов и модификаторов, позволяет реализовать процесс наплавки композиционных материалов с улучшенными техническими и прочностными характеристиками [117].

Разработка нормативно-технической документации, регламентирующей требования к присадочным проволокам из алюминиевых сплавов для технологии WAAM, является важным аспектом развития данного направления аддитивного производства. В настоящее время в Российской Федерации действует ГОСТ 7871-2019 "Проволока сварочная из алюминия и алюминиевых сплавов. Технические условия», устанавливающий общие требования к сварочным проволокам, однако специализированные стандарты, учитывающие особенности применения данных материалов в аддитивных технологиях, находятся на стадии разработки.

1.5 Выводы по главе 1

1. Проведён анализ современного состояния аддитивных технологий, применяемых для получения металлических заготовок. Установлено, что технология объёмной электродуговой наплавки (WAAM, Wire Arc Additive Manufacturing) занимает особое место среди аддитивных процессов благодаря высокой производительности, возможности изготовления крупногабаритных деталей и низкой себестоимости.

2. Показано, что основными ограничениями технологии WAAM являются высокий уровень тепловложений, образование пористости, усадочных дефектов и структурной неоднородности, особенно при наплавке алюминиевых сплавов.

3. Установлено, что свойства наплавленного металла во многом определяются тепловыми циклами, режимами подачи проволоки, скоростью перемещения дуги и параметрами источника питания. Управление этими параметрами позволяет целенаправленно регулировать структуру и свойства формируемых заготовок.

4. Анализ литературных данных показал перспективность применения **гибридных технологий**, сочетающих процессы наплавки с внешними физическими воздействиями (электромагнитными, акустическими, вибрационными, термомеханическими), направленными на стабилизацию кристаллизации и снижение пористости.

5. Среди методов внешнего воздействия на жидкий металл особый интерес представляет **магнитно-импульсная обработка (МИО)**, позволяющая за счёт кратковременных электродинамических сил изменять условия кристаллизации, интенсифицировать перемешивание расплава и снижать газовую пористость.

6. Для уже сформированных наплавленных заготовок эффективным методом улучшения структуры является **электродуговое поверхностное модифицирование (ЭДПМ)**, которое позволяет в твёрдой фазе формировать дисперсную, равномерную структуру за счёт термического и электродинамического воздействия без оплавления всей детали.

7. На основании анализа выявлена **недостаточная изученность закономерностей влияния режимов ЭДН и параметров гибридных воздействий (МИО и ЭДПМ)** на структуру, фазовый состав, пористость и механические свойства сталей и алюминиевых сплавов, что обусловило необходимость проведения настоящего исследования

2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Материалы исследования

Для проведения экспериментальных исследований использовались стальные проволоки 09Г2С (таблица 1) и 09Х19Н9Т (таблица 2), а так же алюминиевые проволоки из сплава СвАк5 (таблица 3) и СвАМг5 (таблица 4). Они используются в качестве филамента, при помощи которого осуществляется печать образцов. Механические свойства данных проволок представлены в таблице 5.

Таблица 1 – Химический состав стали 09Г2С ГОСТ 19281–2014

Fe, %	C, %	Mn, %	Si, %	P, %	S, %	Cr, %	Ni, %	Cu, %	N, %
Основа	≤0,12	1,3–1,7	0,50–0,80	0,035	0,040	0,30	0,30	0,30	0,008

Таблица 2 – Химический состав стали 09Х19Н9Т ГОСТ 5632–2014

Fe, %	C, %	Mn, %	Si, %	Cr, %	Ni, %	Ti, %	P, %	S, %
Основа	≤0,12	≤2,00	≤0,80	17–20	9–11	0,8	0,035	0,020

Таблица 3 – Химический состав проволоки СвАк5 ГОСТ4784 – 19

Al, %	Si, %	Mn, %	Zn, %	Fe, %
основа	5,0	0,01	0,01	0,2

Таблица 4 – Химический состав алюминиевого сплава СвАМг5 ГОСТ 4784–2019

Al, %	Mg, %	Mn, %	Si, %	Fe, %	Cu, %	Zn, %	Ti, %
Основа	4,5–5,5	0,5–0,8	0,40	0,40	0,10	0,20	0,10

Таблица 5 – Механические свойства проволок

Материал	Временное сопротивление, σ_b , МПа	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение, δ , %	Источник (ГОСТ)
Сталь 09Г2С	490–640	≥ 345	≥ 21	ГОСТ 19281–2014
Сталь 09Х19Н9Т	≥ 490	≥ 196	≥ 40	ГОСТ 5632–2014
СвАК5	170	55	23	ГОСТ 4784–2019
СвАМг5	290–340	120–150	17–22	ГОСТ 4784–2019

Субстрат в виде пластин толщиной 10 мм из Стали 40 для реализации ЭДН стальными проволоками и пластин толщиной 20 мм из сплава АМг6, для алюминиевых проволок, химический состав представлен в таблицах 6 и 7. Субстрат служит основой для формирования в процессе ЭДН заготовок из алюминиевых сплавов. Субстрат из стали 40 выбран благодаря высокой прочности и жёсткости, обеспечивающим устойчивость геометрии при наплавке, а также достаточной теплопроводности, способствующей стабильному теплоотводу и формированию качественных слоёв при ЭДН алюминиевых сплавов. Сплав АМг6 относится к группе деформируемых алюминево-магниевого сплавов, обладающих высокой пластичностью и хорошей свариваемостью плавящимися электродами. Это обеспечивает формирование прочного металлургического контакта между наплавленным слоем и основанием без образования трещин и дефектов зоны сплавления.

Таблица 6 – Химический состав Стали 40 ГОСТ 1050–2013

С, %	Mn, %	Si, %	Cr, %	Ni, %	Cu, %	S, %	P, %	Fe, %
0,36–0,44	0,50–0,80	0,17–0,37	$\leq 0,25$	$\leq 0,30$	$\leq 0,30$	$\leq 0,040$	$\leq 0,035$	Основа

Таблица 7 – Химический состав сплава АМг6 ГОСТ 4784 – 19

Fe	Si	Mn	Ti	Al	Cu	Be	Mg	Zn
до 0.4	до 0.4	0.5 - 0.8	0.02 - 0.1	91.1 - 93.68	до 0.1	0.0002 - 0.005	5.8 - 6.8	до 0.2

2.2 Экспериментальная установка электродуговой наплавки

Печать исследуемых образцов производилась с помощью роботизированного комплекса для ЭДН, состоящий из сварочного аппарата EWM Titan XQ 350 puls D (рисунок 13) и шестиосевого робота Dobot CR10 с контроллером СС 162 (рисунок 14).



Рисунок13 – Сварочный инвентарь EWM Titan 350 XQ puls D



Рисунок 14 – Шестиосевой робот DobotCR10

Принцип работы комплекса заключается в следующем: перемещение сварочной горелки по заданной траектории осуществляется с помощью шестиосевого робота DobotCR10. Это универсальный коллаборативный робот с простым и интуитивно понятным управлением, радиусом действия 1300 мм и грузоподъёмностью 10 кг. Управление робота, возможно, как с помощью приложения для программирования, так и вручную, ведя робота по определённым точкам, которые будет повторять.

В качестве экструдера служит горелка MIG/MAG с системой подачи проволоки внутреннего исполнения. Сварочный инверторный полуавтомат EWM Titan 350 Xq puls D генерирует электрическую дугу, для формирования ванны расплава, а также, служит устройством подачи присадочного материала в зону наплавки (рисунок 15).

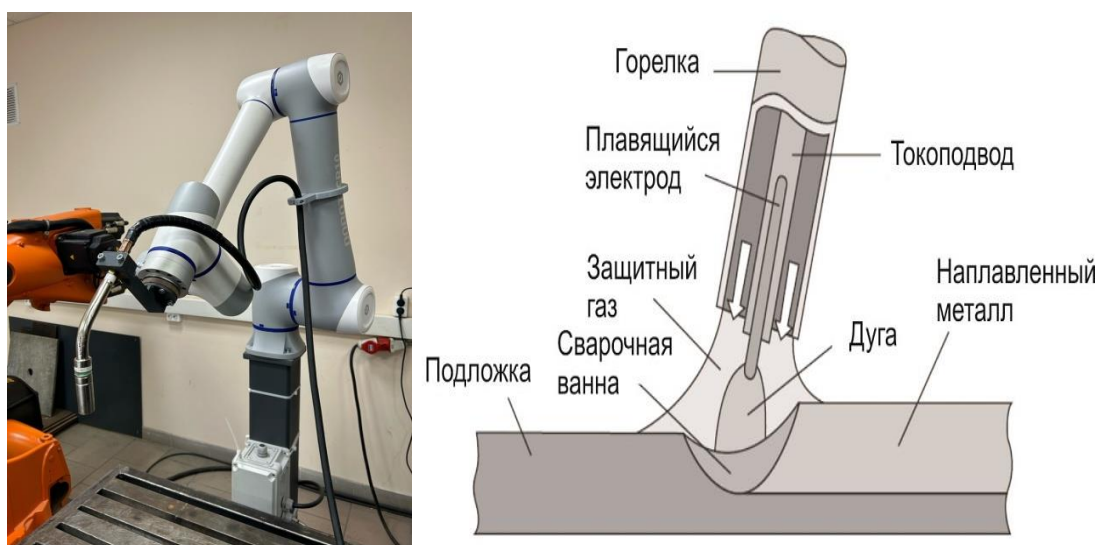


Рисунок 15 – Общая схема получения заготовок по технологии ЭДН

Поверхность подложки (субстрата) зачищалась от оксидной плёнки и обезжиривалась. Заготовка обрабатывалась механическим способом с помощью угловой шлифовальной машины с зачистным лепестковым кругом зернистостью 80Р. После механической очистки подложка очищалась химическим путём, обезжиривание производилось универсальным обезжиривателем, далее

осуществлялось обезвоживание этиловым спиртом. Подложка устанавливалась на сварочном столе с помощью трубцин и базировалась в зоне действия робота.

2.3 Описание технологии ЭДН

Реализация процесса ЭДН включала в себя следующие этапы:

1. Разработка модели наплавляемой заготовки определенной формы со всеми необходимыми размерами, с помощью специализированной программы КОМПАС-3D V.20, задание траектории движения стола, Sprut CAM Robot 16 для коллаборативного робота Dobot Cr10;

2. Построенная модель записывается на флэш накопитель и помещается в блок управления робота. Рабочая программа открывается через встроенный интерфейс на самом блоке управления робота. Наплавка выполняется в автоматическом режиме с помощью сварочного инверторного полуавтомата EWM Titan 350 XQ puls D, режимы задаются на управляющей панели инвентора;

3. Подготовка подложки непосредственно для наплавки (зачистка, обезжиривание, обезвоживание) и последующего крепления субстрата к рабочей области стола принтера;

4. В зависимости от размеров и формы изготавливаемой заготовки выбираются режимы наплавки (скорость перемещения станка, сила тока сварочного аппарата и скорость подачи присадочной проволоки), которые задаются на сварочном аппарате. После этого открывается баллон с газом (аргон) и выставляется необходимый расход газа;

5. Крепление сварочной горелки в специальную изготовленную оснастку;

6. Запуск рабочей программы;

7. Завершение программы, спуск газа из сварочного аппарата и закрытие баллона с аргоном;

8. Визуальный осмотр полученной заготовки на наличие шлаковых включений на поверхности, усадку наплавленных слоёв, растекаемость и на форму заготовки;

9. Подготовка заготовки к исследованию:

10. Подробный анализ наплавленной заготовки:

- Контроль дефектов (поры, несплавления);
- Изучение микроструктуры с помощью металлографического микроскопа МЕТАМ ЛВ-34;
- Измерение микротверости наплавленного материала;
- Механические испытания на растяжение проводились на разрывной испытательной машине ИР 5057-50

2.4 Методика испытаний механических свойств выращенных заготовок по технологии ЭДН

Механические испытания на растяжение проводились на разрывной испытательной машине ИР 5057-50.

Принцип работы машины основан на деформировании образца под действием возрастающей нагрузки с фиксированием конечных результатов по нагрузке или перемещению активного захвата.

Конструкция машины обеспечивает при испытании запись одной из следующих видов диаграмм: "нагрузка - перемещение активного захвата"; "нагрузка - время"; "перемещение активного захвата - время"; "нагрузка - деформация". Конструкция машины обеспечивает получение следующей информации при испытании: текущего значения силы, выраженной в Ньютонах; текущего значения перемещения активного захвата, выраженного в миллиметрах; наибольшего значения силы, достигнутой при испытании, выраженной в Ньютонах; значения перемещения активного захвата при разрушении образца, выраженного в миллиметрах; двух значений силы, выраженных в Ньютонах, при достижении соответственно двух наперед заданных значений перемещения активного захвата, выраженных в миллиметрах.

Машина предусматривает программирование следующих режимов испытания: растяжения образца до момента его разрушения и останова подвижной траверсы; возврата подвижной траверсы в исходное положение после

нажатия оператором на соответствующую кнопку управления приводом со скоростью нагружения или с большей скоростью; растяжения образца до момента его разрушения и автоматического возврата подвижной траверсы в исходное положение со скоростью большей, чем скорость нагружения; циклирования (малоцикловая усталость) по двум значениям заданной нагрузки, остановка подвижной траверсы после наперед заданного количества циклов или после разрушения образца и возврата траверсы в исходное положение; циклирования (малоцикловая усталость) по двум значениям заданных положений подвижной траверсы, остановка подвижной траверсы после наперед заданного количества циклов или после разрушения образца и возврата траверсы в исходное положение.

2.5 Методика исследования образцов на коэффициент термического линейного расширения

При измерении коэффициента термического линейного расширения использовалась соответствующая установка, представленная на рисунке 16.

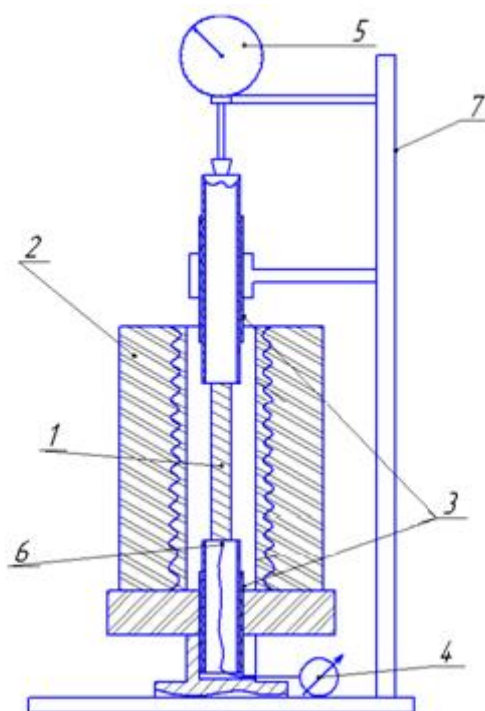


Рисунок 16 – Установка для исследования образцов на КТЛР

Схема установки и основные её элементы представлены на рисунке 17.

Цилиндрический образец устанавливается между кварцевыми трубками 3 из плавленого кварца. При нагреве образца показания с устройства измерения 5 (цена деления 4,5 мкм) снимаются через каждые 20°C с выдержкой 5 мин.

Показания температуры снимаются с мультиметра 4, который непосредственно подсоединен к термопаре 6, контактирующей с исследуемым образцом.



1-образец; 2-электрический нагреватель; 3-кварцевая трубка;
4-мультиметр; 5-устройство измерения перемещения часового типа; 6- термопара;
7- штатив

Рисунок 17 – Экспериментальная установка для измерения коэффициента линейного расширения

Измерения КТЛР на каждом образце проводились в течение 4 часов от комнатной температуры (20 °С) до 400 °С с шагом 20 °С. Для фиксирования температуры использовалась термопара ТХА (тип К), рабочий элемент которой изготовлен из сплава хромель-алюмель, позволяющей проводить измерения в диапазоне температур от -200 °С до 1100 °С при чувствительности 40 мкВ/град. Погрешность измерения температуры используемым мультиметром в указанном диапазоне не превышала ± 3 °С.

Схема вырезки образцов для измерения КТЛР представлена на рисунке 18.

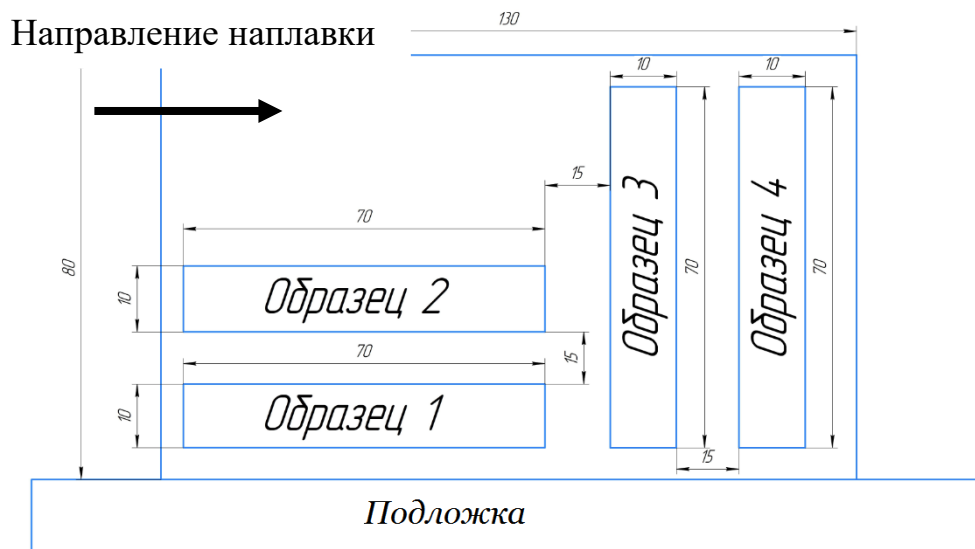


Рисунок 18 – Схема вырезки заготовок для измерения КТЛР

2.6 Методики исследования микроструктуры и измерения микротвердости наплавленных зон

Для анализа микроструктуры заготовок, полученных методом электродуговой наплавки, использовался инвертированный металлографический микроскоп МЕТАМ ЛВ-34. Данный прибор относится к новому поколению металлографических микроскопов и предназначен для изучения непрозрачных материалов в отражённом свете. Наблюдение и фиксация изображений осуществлялись в светлом поле при прямом освещении, что обеспечивает высокую контрастность границ зерен, фазовых включений и других структурных элементов.

Подготовка образцов включала стандартные операции: вырезку шлифов из контрольных зон, их заливку в бакелит, механическую шлифовку с использованием абразивной бумаги различной зернистости, тонкую доводку с применением суспензий и последующее травление в реактивах, рекомендованных для алюминиевых сплавов (например, реактив Келлера). Такой подход позволил выявить границы зерен, морфологию дендритных структур и распределение вторичных фаз.

Прибор обеспечивает высокую стабильность оптической системы и оснащён фотонасадкой, благодаря чему все наблюдаемые изображения

микроструктуры были зафиксированы в цифровом виде. Фотографирование велось с использованием встроенной камеры, сопряжённой с программным обеспечением для обработки и калибровки изображений, что позволило получить количественные характеристики — средний размер зерна, распределение частиц эвтектики и оценку формы пор.

Для определения твердости зон сварки будет использоваться Микротвердомер ПМТ-3. Микротвердомер ПМТ-3 предназначен для измерения микротвердости материалов, сплавов, стекла, керамики и минералов методом вдавливания в испытуемый материал алмазного наконечника Виккерса с квадратным основанием четырехгранной пирамиды, обеспечивающей геометрическое и механическое подобие отпечатков по мере углубления индентора под действием нагрузки.

2.7 Методика применения МИО в процессе ЭДН

В целях повышения качества заготовок из алюминиевых сплавов, получаемых методом электродуговой наплавки (ЭДН), была разработана и апробирована методика совмещения наплавки с магнитно-импульсной обработкой (МИО) жидкой сварочной ванны.

Конструктивная схема установки

Экспериментальный комплекс включает:

- сварочный полуавтомат EWM Titan 300 XQ puls D, обеспечивающий стабильное горение дуги и регулируемый тепловвод;
- промышленного робота-манипулятора Dobot CR10, выполняющего перемещение сварочной горелки и сопряжённого с ней индуктора;
- источник питания МИО типа МИУ-1, формирующий импульсные магнитные поля заданной интенсивности;
- совмещённую конструкцию сварочной горелки и индуктора, расположенного вблизи зоны действия электрической дуги.

В процессе ЭДН наплавляемая проволока расплавляется электрической дугой, формируя жидкую ванну. Одновременно индуктор, совмещённый со сварочной горелкой, создаёт импульсное электромагнитное поле (ЭМП), воздействующее на жидкий металл. Это поле индуцирует электродинамические силы, вызывающие интенсивное перемешивание расплава. В результате достигаются:

- усиленная конвекция и дегазация жидкого металла, что снижает вероятность образования водородной пористости;
- выравнивание температурных и химических полей в ванне, предотвращающее локальные перегревы и сегрегацию;
- измельчение структуры вследствие ускоренной кристаллизации при гомогенизированных условиях охлаждения.

2.8 Методика применения электродугового поверхностного модифицирования (ЭДПМ) после ЭДН

После формирования заготовок методом электродуговой наплавки (ЭДН) поверхность материала сохраняет ряд технологических особенностей: выраженный рельеф валиков, наличие зон локальной пористости, межваликовых оксидных включений и остаточных термических напряжений. Для устранения этих дефектов и повышения эксплуатационных характеристик используется метод электродугового поверхностного модифицирования (ЭДПМ).

Для реализации ЭДПМ применялся промышленный робот-манипулятор KUKAKR210-2 2000, оснащённый системой числового программного управления. Робот обеспечивает высокую точность позиционирования сварочной горелки и возможность равномерной обработки поверхности заготовок сложной геометрии (рисунок 19).



Рисунок 19 – Промышленный робот-манипулятор KUKAKR210-2 2000 с установленной TIG-горелкой для реализации ЭДПМ

Специально разработанная оснастка позволила совместить сварочную горелку TIG с манипулятором, обеспечив стабильное движение электрода на заданной траектории. Данная оснастка имеет жесткое крепление и защищает горелку от вибраций при перемещении (рисунок 20).



Рисунок 20 – Специальная оснастка для фиксации сварочной горелки TIG при выполнении ЭДПМ.

Суть метода заключается в локальном переплавлении поверхностного слоя заготовки, сформированной ЭДН, с последующим быстрым охлаждением. В результате достигаются следующие эффекты:

- измельчение микроструктуры за счёт ускоренной перекристаллизации;
- сглаживание рельефа поверхности и уменьшение шероховатости;
- закрытие микропор и дефектов, образующихся при наплавке;
- повышение микротвёрдости и износостойкости в приповерхностных зонах;
- снижение остаточных напряжений, локализованных в верхних слоях.

Для алюминиевых сплавов системы Al-Si (например, СвАК5) применение ЭДПМ обеспечивает перераспределение кремниевых частиц, уменьшение их размеров и более равномерное распределение эвтектической составляющей.

3 ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ОБЪЁМНОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Fe И Al

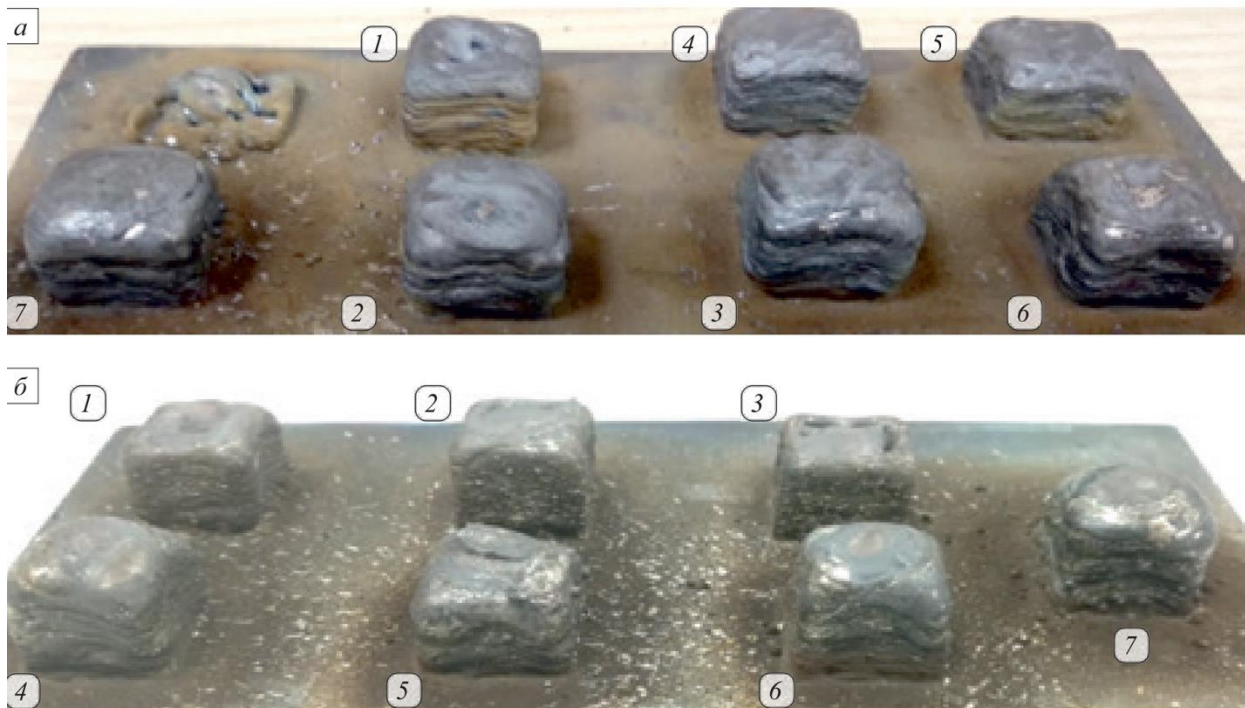
3.1 Влияние режимов и параметров объёмной электродуговой наплавки на структуру и физико-механические свойства заготовок из сталей 09Г2С, 06Х19Н9Т

В процессе экспериментов варьировали следующими параметрами наплавки (таблица 8): скоростью движения горелки $v_{дв}$ относительно стола; скоростью подачи $v_{под}$ присадочной проволоки; напряжением U дуги (число слоев во всех экспериментах равнялось 7) [118,123].

Таблица 8 – Параметры режимов наплавки заготовок

Параметр	Режим						
	1	2	3	4	5	6	7
Сталь 09Г2С							
$v_{под}$, м/мин	3	3,5	3,5	3	3	3,5	4
U , В	15	18	18	15	15	18	20
$v_{дв}$, м/мин	0,3	0,3	0,45	0,45	0,6	0,6	0,6
Сталь 06Х19Н9Т							
$v_{под}$, м/мин	3	3	3	3,5	3,5	3,5	4
U , В	15	15	15	18	18	18	20
$v_{дв}$, м/мин	0,3	0,45	0,6	0,3	0,45	0,6	0,6

На рисунке 21 представлены наплавленные заготовки в виде куба, полученные при различных режимах наплавки из сталей 09Г2С и 06Х19Н9Т.



а – 09Г2С; б – 06Х19Н9Т

Рисунок 21 – Наплавленные заготовки «куб» из сталей

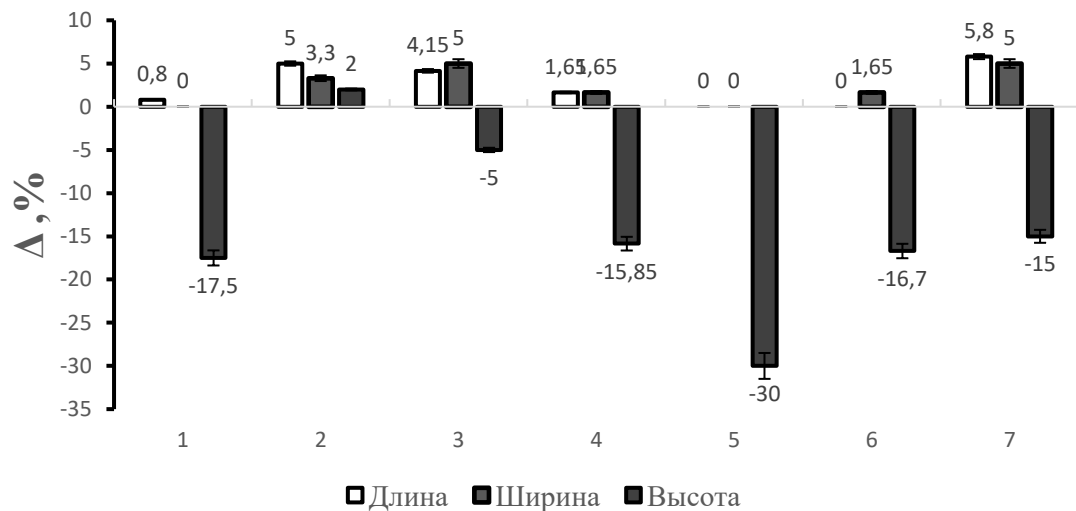
Анализ влияния режимов наплавки на точность воспроизведения математической модели производили по величине отклонения Δ (%) фактического линейного размера от заданного (20×20×20 мм):

$$\Delta = \frac{h-H}{H} * 100, \quad (1)$$

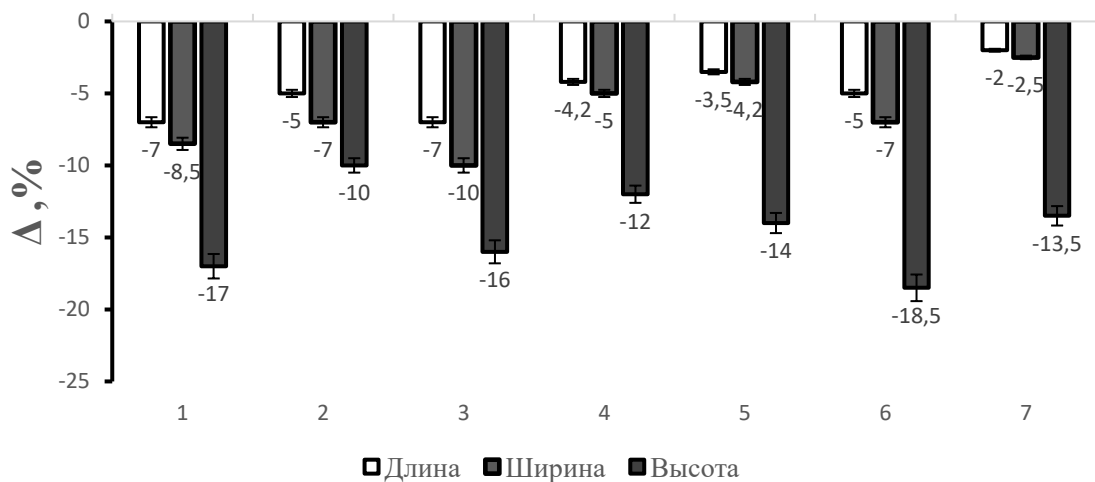
где h – фактический линейный размер, мм; H – заданный линейный размер.

При наплавке образцов из стали 09Г2С (рисунке 22, а) фактические размеры по длине и ширине в основном больше (положительные значения Δ), а по высоте меньше (отрицательные значения Δ) заданных размеров модели. Это может быть связано с повышенным растеканием расплава по подложке при формировании первых наплавляемых слоев. Наиболее оптимальным для образцов из стали 09Г2С является режим 3 (см. таблица 8, рисунок 22, а), при котором отклонение всех фактических размеров не превышает 5 % от заданных размером модели. При наплавке образцов из стали 06Х19Н9Т (рисунок 22, б) растекания не происходит,

однако все фактические размеры получились меньше по отношению к заданным. Вероятно, это обусловлено большим влиянием усадочных процессов, протекающих в наплавляемых слоях в процессе их затвердевания. Наиболее оптимальным для заготовок из стали 06Х19Н9Т является режим 7 (см. таблицу 8, рисунок 22, б), при котором уменьшение размеров по длине и ширине составило не более 2,5 %, а по высоте – 13,5 % [118,122,123].



а

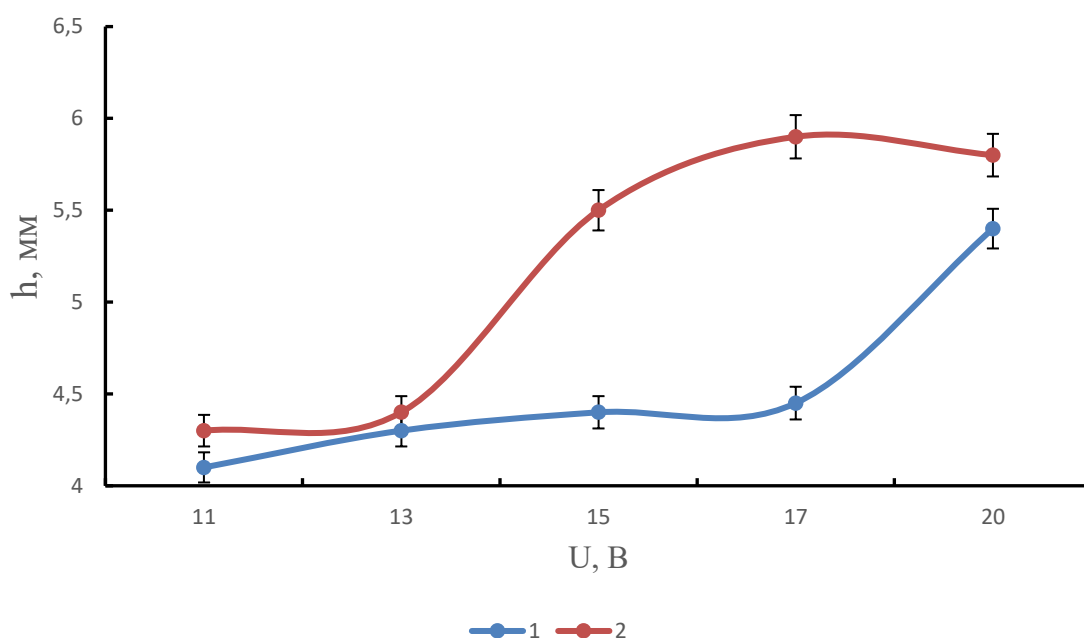


б

а – сталь 09Г2С; б – сталь 06Х19Н9Т

Рисунок 22 – Влияние режимов наплавки на отклонение фактических линейных размеров от заданных

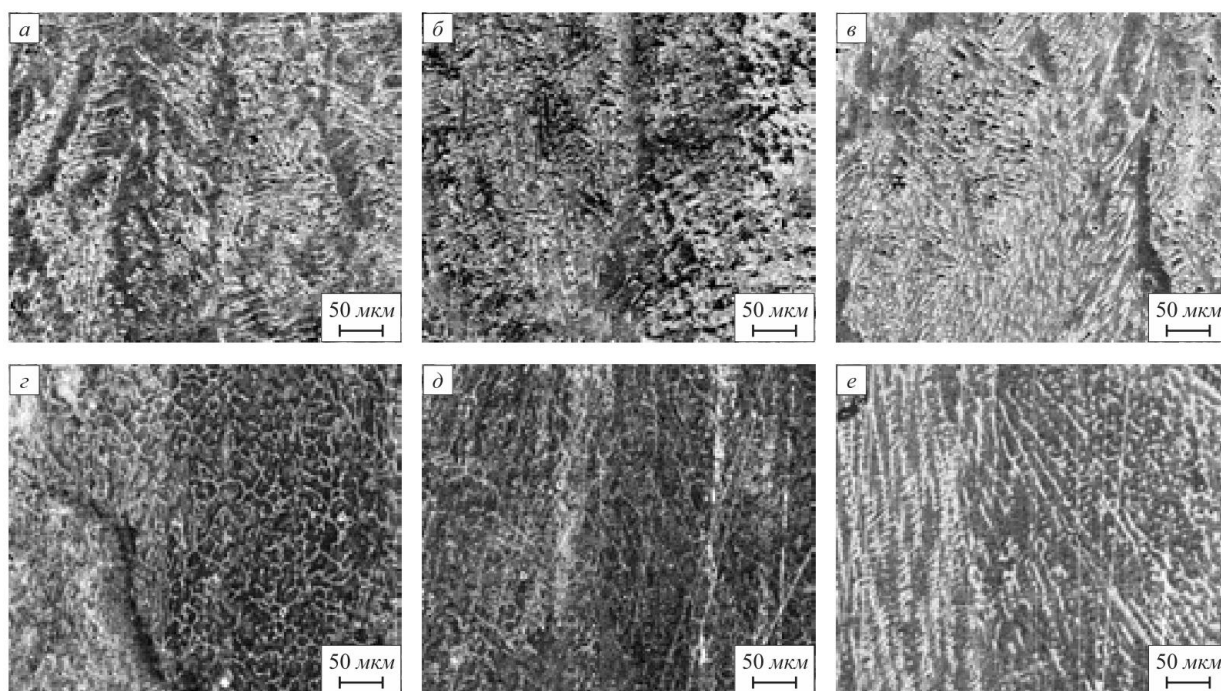
Исследовано влияние напряжения сварочной дуги и марки присадочного материала на ширину (h , мм) наплавляемой дорожки. Режимы наплавки: скорость подачи $v_{\text{под}}$ проволоки 3 м/мин; скорость перемещения $v_{\text{дв}}$ стола 0,45 м/мин; количество слоев 7. При одинаковых режимах наплавки ширина дорожки из стали 09Г2С больше по сравнению с шириной дорожки, полученной при наплавке, стали 06Х19Н9Т (рисунок 23). Полученные данные подтверждают склонность присадочного материала из стали 09Г2С к растеканию по подложке. При этом установлена общая тенденция к увеличению ширины наплавляемой дорожки с ростом напряжения сварочной дуги [118].



1 – сталь 09Г2С; 2 – сталь 06Х19Н9Т

Рисунок 23 – Влияние напряжения сварочной дуги и марки присадочного материала на ширину наплавляемой дорожки

Микроструктуру заготовок «куб» исследовали на образцах, полученных по режимам, которые обеспечили получение наиболее точных фактических размеров: из стали 09Г2С – режим 3; из стали 06Х19Н9Т – режим 7 (рисунок 24).



а – в – сталь 09Г2С; г – е – сталь 06Х19Н9Т

Рисунок 24 – Микроструктура наплавленных образцов

Видно, что в образцах присутствует незначительное количество пор при достаточно однородной структуре по высоте наплавки (см. рисунок 24). Микроструктура наплавки из стали 09Г2С состоит из бейнита, феррита и перлита. В микроструктуре стали 06Х19Н9Т наблюдаются хорошо выраженные аустенитные зерна. В нижней части зоны наплавки формируется выраженная дендритная структура (аустенит и α -фаза), обусловленная более высоким теплоотводом через подложку [118].

Далее получали наплавкой заготовки ($д \times ш \times в = 70 \times 20 \times 25$ мм) для испытания механических свойств при растяжении (рисунок 25, а, б). Режимы наплавки были одинаковы для обоих присадочных материалов: $v_{под} = 4,0$ м/мин; $v_{дв} = 0,3$ м/мин; $U = 20$ В. Усредненные значения механических свойств получали по результатам пяти испытаний (таблица 9). Изображения вырезанных образцов после механических испытаний представлены на рисунке 25, в, г.



а, в – сталь 09Г2С; б, г – сталь 06Х19Н9Т

Рисунок 25 – Наплавленные заготовки (а, б) и вырезанные образцы (в, г) после механических испытаний

Таблица 9 – Результаты испытаний на растяжение после наплавки*

Материал заготовки	σ_B , МПа		σ_T , МПа		δ , %	
	Эксп.	Справ.	Эксп.	Справ.	Эксп.	Справ.
09Г2С	536,7	510 – 520	423,3	400 – 420	23	Не менее 22
06Х19Н9Т	683,3	Не менее 640	493,3	Не менее 430	41	Не менее 35

*Справочные данные согласно ТУ на сварочные проволоки указанных марок

Проведенные механические испытания при комнатной температуре на растяжение показали, что они обладают приемлемым комплексом механических свойств, превышающих справочные значения (таблица 9). Это подтверждает, что процесс формирования по оптимальному режиму идет с высоким качеством, без образования критических зон несплавления и пористости [118,122,124].

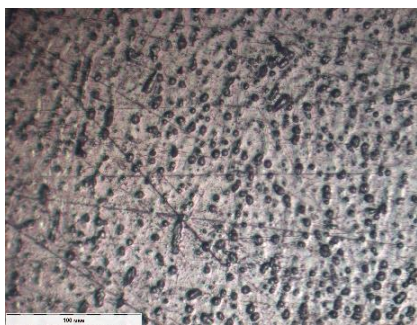
3.2 Влияние режимов и параметров объёмной электродуговой наплавки на структуру и физико-механические свойства заготовок из алюминиевых сплавов СвАМг5 и СвАК5

При наплавке заготовок из сплава СвАМг5 варьировали режимами (импульсный; непрерывный) и параметрами (сила тока I ; U ; $\nu_{\text{под}}$) наплавки. Скорость движения стола ($\nu_{\text{дв}}$) – 450 мм/мин; расход аргона – 15 л/мин. Наплавку проводили послойно по прямолинейной траектории, число слоев наплавки в каждом эксперименте - 10 шт. Наплавку каждого слоя проводили дискретно с интервалом по времени 2 мин.

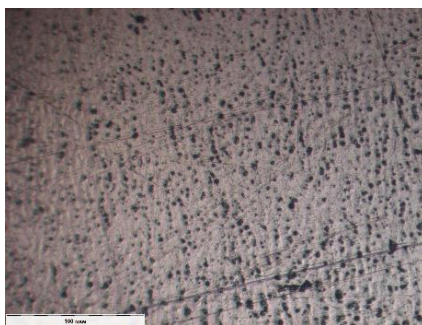
Микроструктуру исследовали по высоте наплавленного слоя по схеме низ (Н) – середина (С) – верх (В). Наплавку осуществляли по двум вариантам: в импульсном режиме и непрерывном режиме (таблица 10). Микроструктура наплавленных образцов представлена на рисунках 26-31 [134].

Таблица 10 - Режимы наплавки исследуемых заготовок из сплава СвАМг5

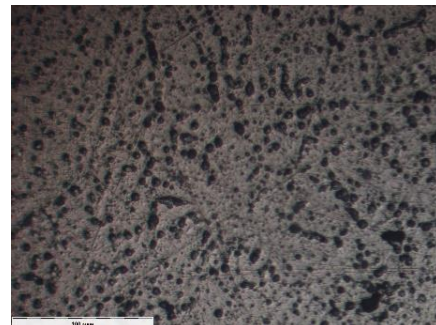
№ заготовки	Режим	Сила тока, А	Напряжение сварочной дуги, В	Расход газа, л/мин	Скорость печати, мм/мин	Скорость подачи проволоки, м/мин
1	Импульсный	90	16,5	15	450	5,4
2	Импульсный	100	16,8			6
3	Импульсный	110	17,1			6,6
4	Непрерывный	90	13,5			5,6
5	Непрерывный	100	14,2			6,3
6	Непрерывный	110	12,9			6,9



а



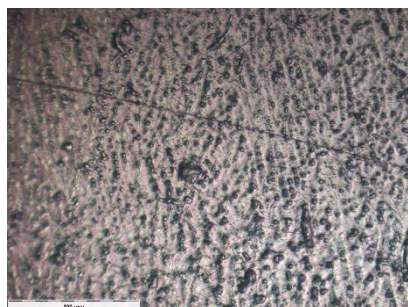
б



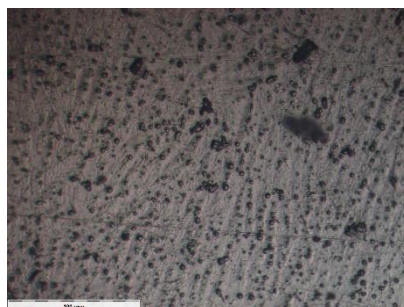
в

а – начало наплавки, б – середина наплавки, в – конец наплавки.

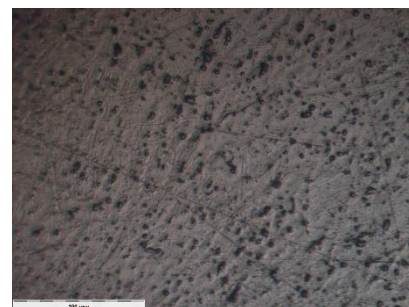
Рисунок 26 - Микроструктура наплавленного материала, заготовка 1



а



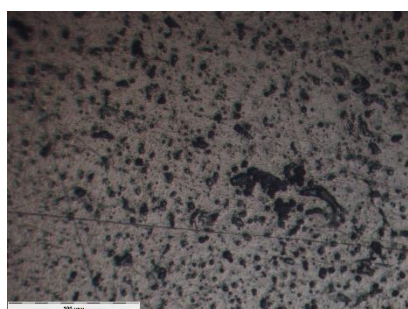
б



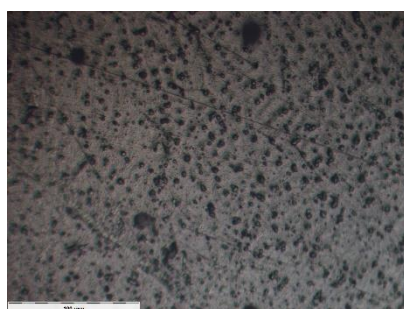
в

а – начало наплавки, б – середина наплавки, в – конец наплавки

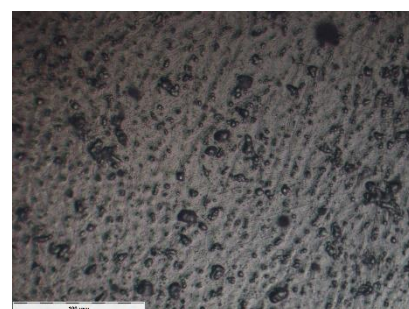
Рисунок 27 - Микроструктура наплавленного материала, заготовка 2



а



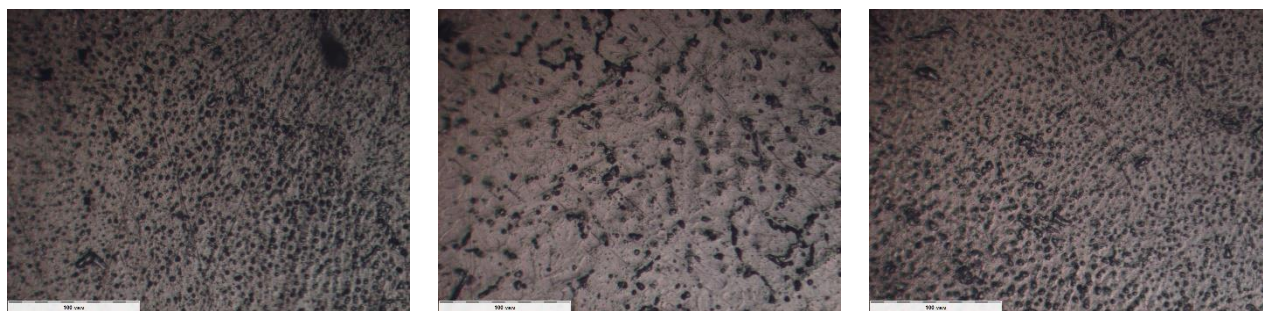
б



в

а – начало наплавки, б – середина наплавки, в – конец наплавки

Рисунок 28 - Микроструктура наплавленного материала, заготовка 3.



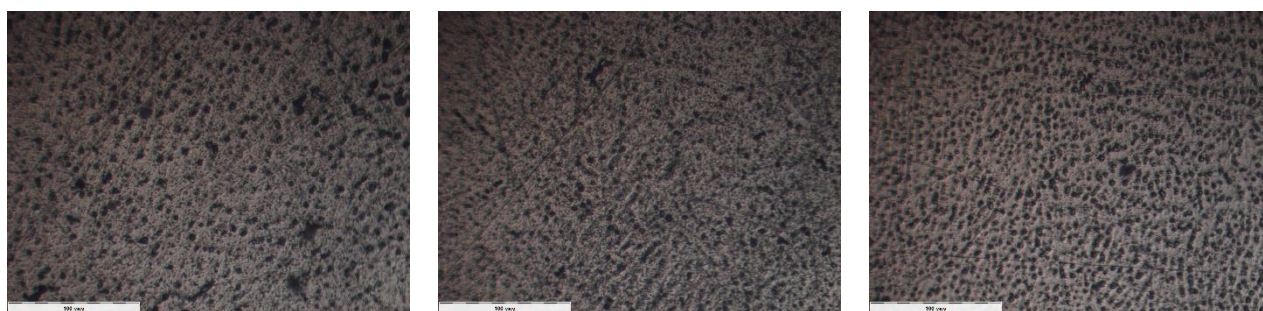
а

б

в

а – начало наплавки, б – середина наплавки, в – конец наплавки

Рисунок 29 - Микроструктура наплавленного материала, заготовка 4



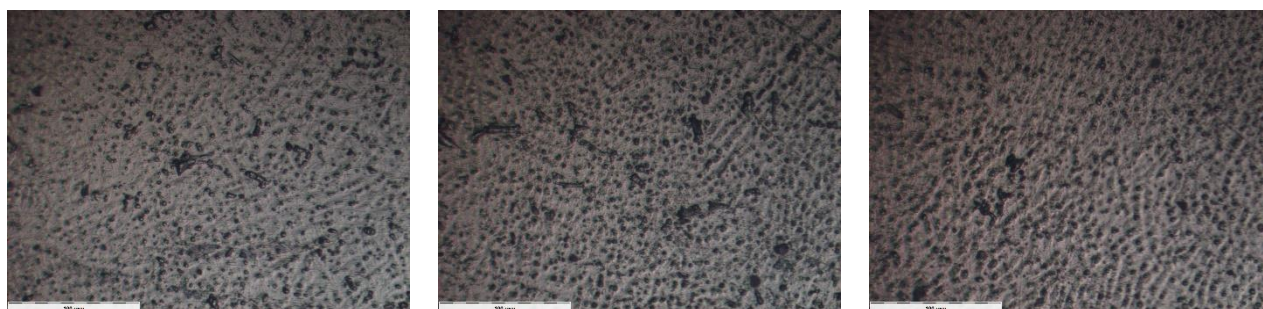
а

б

в

а – начало наплавки, б – середина наплавки, в – конец наплавки

Рисунок 30- Микроструктура наплавленного материала, заготовка 5



а

б

в

а – начало наплавки, б – середина наплавки, в – конец наплавки

Рисунок 31 - Микроструктура наплавленного материала, заготовка 6

Установлено, что структура сплава представляет собой твердый раствор магния на основе алюминия с включениями дисперсных частиц β -фазы (Mg_2Al_3).

Во время наплавки образуются полигонизованные и рекристаллизованные зёрна твёрдого раствора алюминия. Увеличение силы тока снижает скорость охлаждения, что приводит к увеличению размеров интерметаллидов. Установлено укрупнение размеров β -фазы в средних зонах наплавки за счет понижения теплоотвода через субстрат и снижения скоростей охлаждения наплавляемых слоев [134].

Рентгеноспектральный микроанализ образцов, наплавленных из сплава СвАМг5, показал, что распределение магния в наплавленных слоях является равномерным по всей высоте стенки, не демонстрирует локальных зон обогащения или выгорания, и это справедливо для всех исследованных режимов наплавки; концентрация элемента стабильно удерживается в пределах 4,8–5,2 %, что соответствует нормативным значениям химического состава присадочной проволоки и указывает на отсутствие существенных структурных и химических искажений при изменении параметров электродугового процесса (рисунок 32).

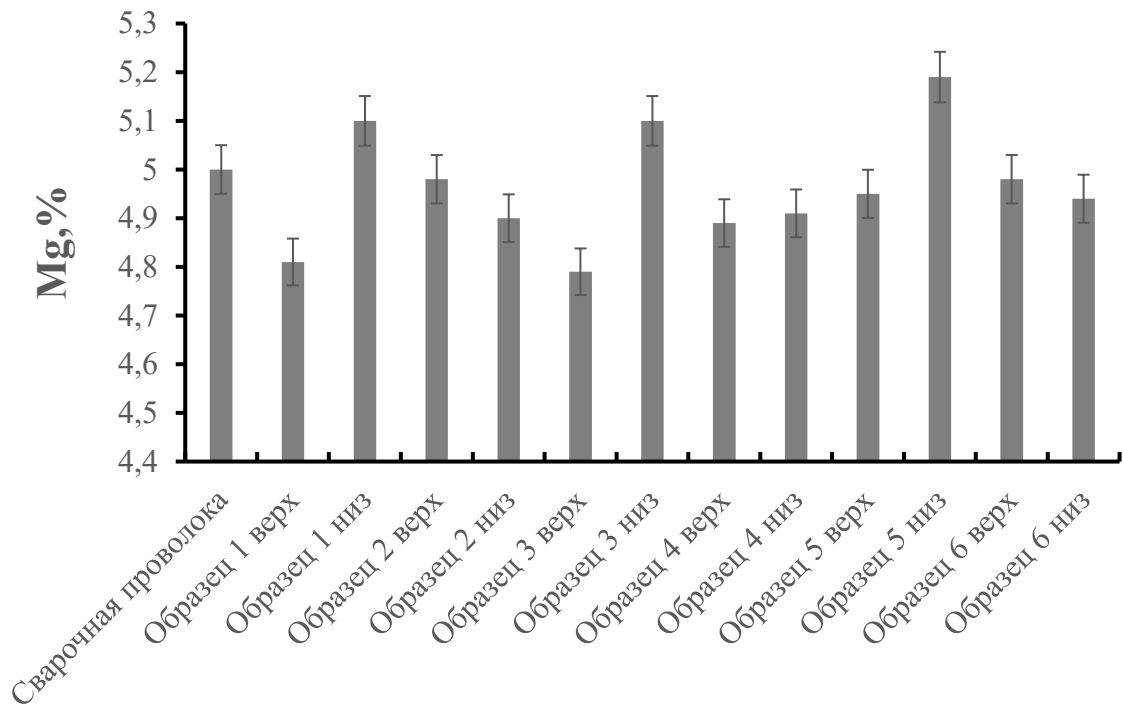
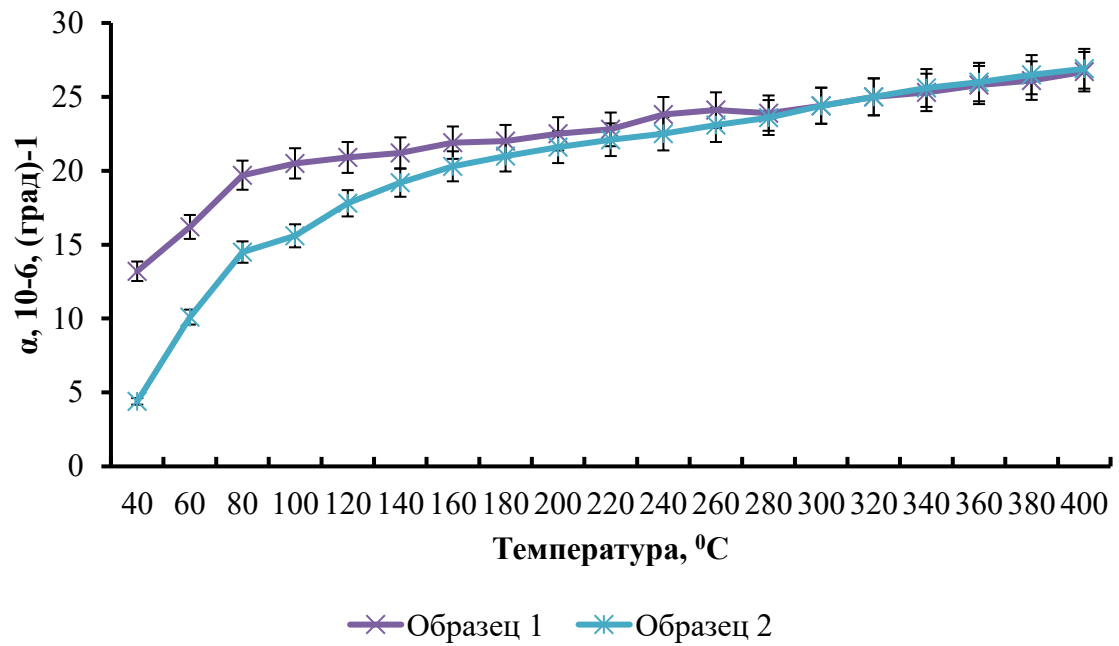


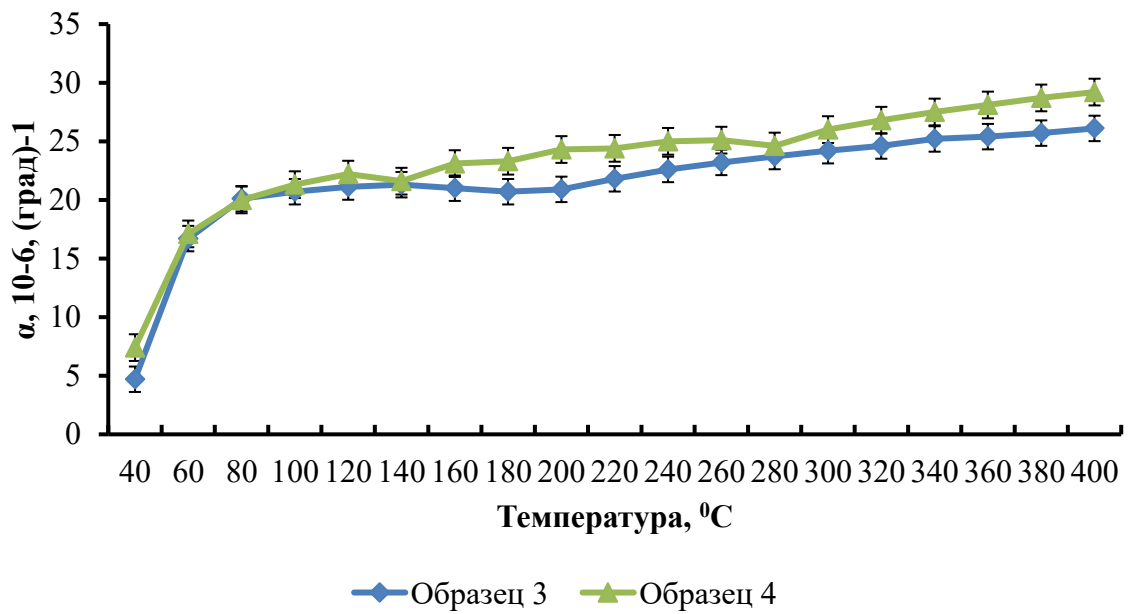
Рисунок 32 – Рентгеноспектральный микроанализ образцов распределения магния в наплавленных образцах СвАМг5 в зависимости от режима

Проведены исследования по измерению коэффициента термического линейного расширения (КТЛР) образцов сплава СвАМг5. Для определения КТЛР были выращены заготовки по технологии ЭДН, из которых вытачивались цилиндрические образцы диаметром 6 мм и длиной 70 мм. Заготовки получали при токе дуги 100 А, напряжении 16,8 В, скорости подачи проволоки 6 м/мин, и скорости печати 450 мм/мин. Расход аргона составлял 15 л/мин. Был реализован ИР наплавки. Значения КТЛР определялись в интервале температур от 20 до 400 °С.

Результаты измерения коэффициента линейного термического расширения сплава СвАМг5 представлены на рисунке 33.



а



б

а – заготовки, полученные вдоль направления наплавки; б – заготовки, полученные перпендикулярно направлению наплавки

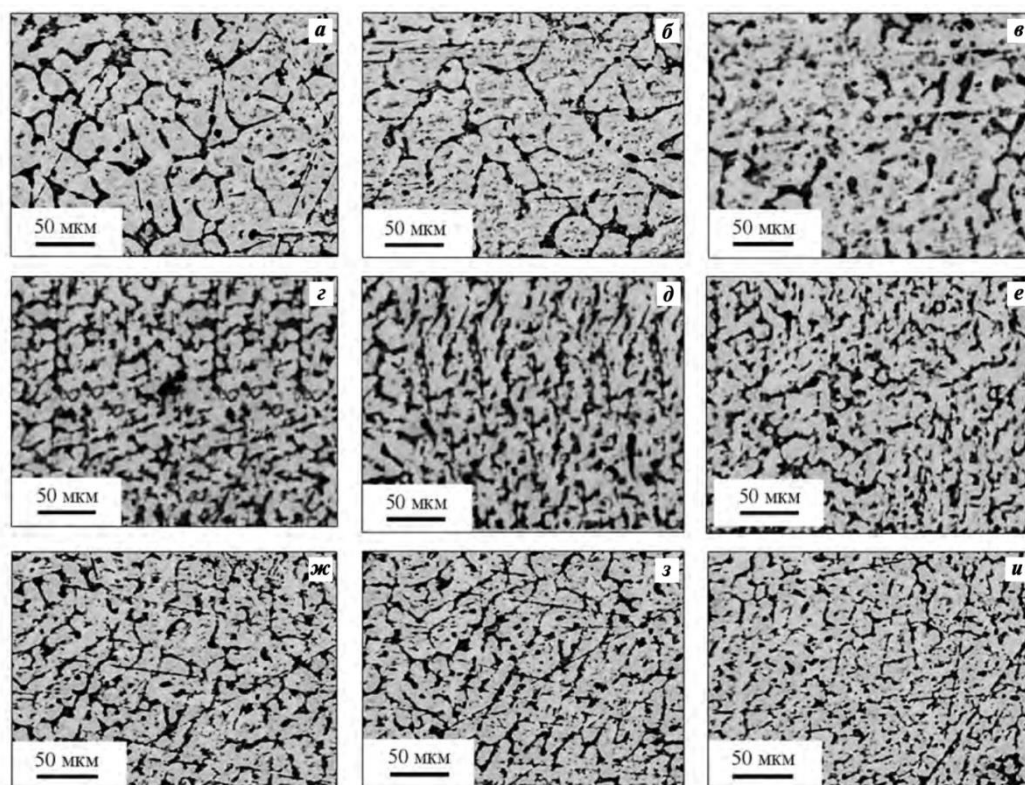
Рисунок 33 – Изменения КТЛР сплава СВАМг5 в диапазоне температур 20 - 400 °C

Анализ полученных данных (рисунок 33) показывает, что во всех исследованных образцах из сплава СвАМг5 КТЛР возрастает с увеличением температуры, что соответствует общей закономерности теплового расширения алюминиевых сплавов. На участке 20–100 °С фиксируется наиболее интенсивный рост коэффициента, что связано с активизацией процессов термического разупрочнения и увеличением подвижности атомов в твёрдом растворе. В дальнейшем, при температурах выше 100 °С, наблюдается выравнивание кривых и более плавное увеличение КТЛР вплоть до 400 °С.

Сравнительный анализ результатов в зависимости от ориентации вырезки образцов выявил различия в значениях коэффициента. У заготовок, вырезанных вдоль направления наплавки (рисунок 33, а), КТЛР во всём диапазоне температур имеет несколько меньшие значения по сравнению с заготовками, вырезанными перпендикулярно направлению наплавки (рисунок 33, б). Анализ данных по КТЛР образцов, вырезанных вдоль и перпендикулярно направлению наплавки показал, что при повышенных температурах (до 400 °С) различие в КТЛР всех образцов практически отсутствует и анизотропии теплового расширения наплавленных образцов из проволоки Св-АМг5 не наблюдается.

На начальном этапе экспериментов структуры и свойств присадочной проволоки СвАК5 исследовали влияние тока сварочной дуги в импульсном режиме (ИР) (47,57, 67 А) [119,120,125].

Анализ микроструктуры зон наплавки (рисунок 34) показал, что в целом по высоте формируется достаточно стабильная однородная двухфазная структура доэвтектического сплава, состоящая из дендритов α -Al на основе твердого раствора кремния в алюминии и эвтектики в междендритном пространстве. С увеличением тока дуги происходит измельчение структурных составляющих. По высоте наплавленных слоев отмечается тенденция к укрупнению структуры по направлению от субстрата. Это связано с тем, что при наплавке первого слоя происходит более интенсивный теплоотвод через субстрат. С увеличением высоты наплавки тепло аккумулируется в предыдущих слоях, что и обуславливает рост фазовых составляющих наплавленных слоев.



а–в – $I = 47$ А (низ заготовки); г–е – 57 А (середина); ж–и – 67 А (верх)

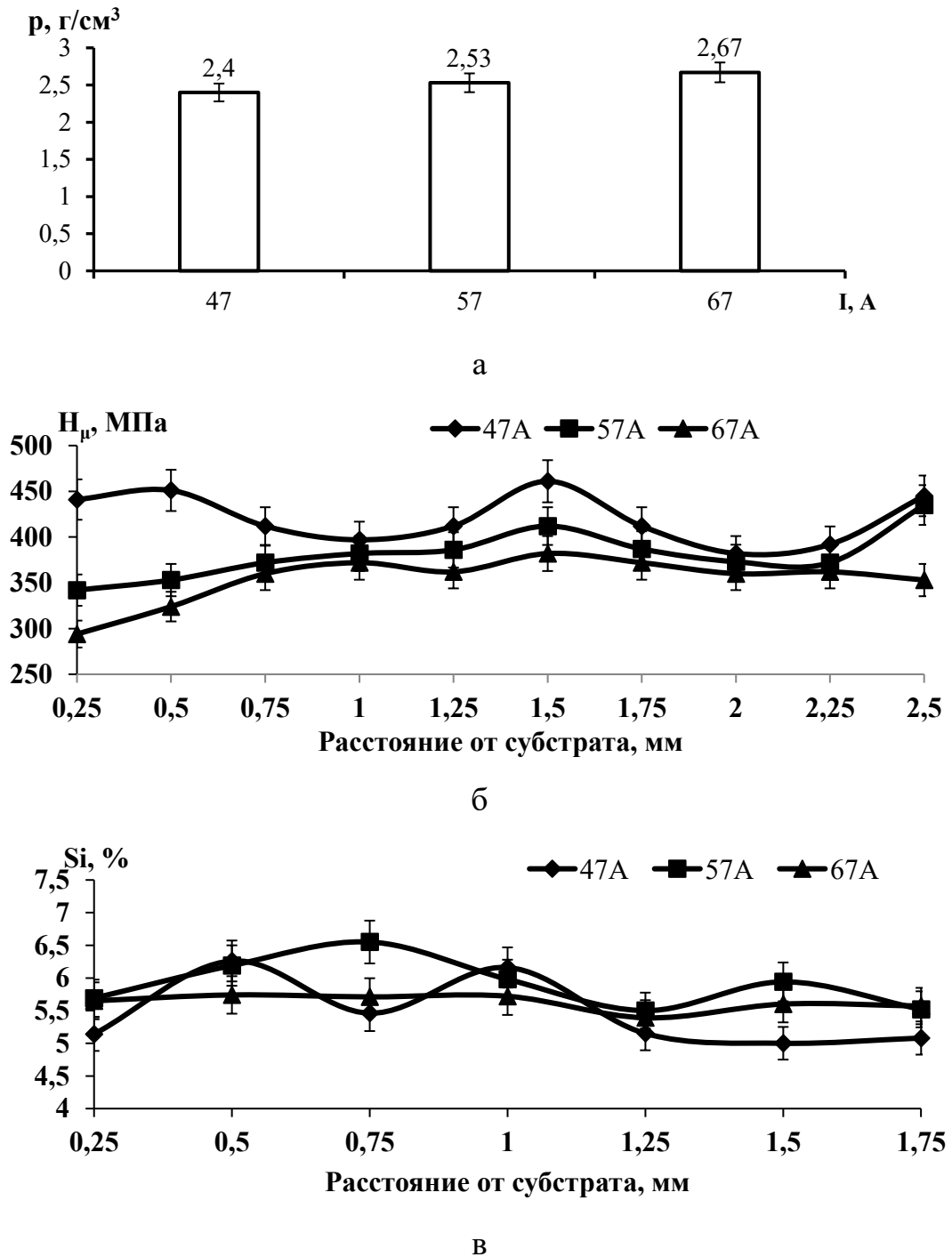
Рисунок 34 – Влияние тока сварочной дуги на микроструктуру наплавленных слоев

Увеличение силы тока способствует повышению плотности (ρ) наплавленных образцов (рисунок 35, а) и приближению ее значений к плотности присадочной проволоки (2,69 г/см³).

Результаты измерения микротвердости (Н μ) наплавленных зон представлены на рисунке 35, б. Видно, что с увеличением тока сварочной дуги этот показатель снижается, что может быть обусловлено увеличением доли дендритов α -Al и уменьшением количества твердых включений эвтектического кремния. Наибольшей однородностью по микротвердости характеризуется образец, наплавленный при токе сварочной дуги 67 А.

Наилучшей однородностью в распределении кремния по высоте наплавки характеризуются образцы, наплавленные при $I = 67$ А (рисунок 35, в). Полученные результаты хорошо согласуются с данными по микротвердости, установленные для этих же образцов (см. рисунок 35, б). Среднее содержание

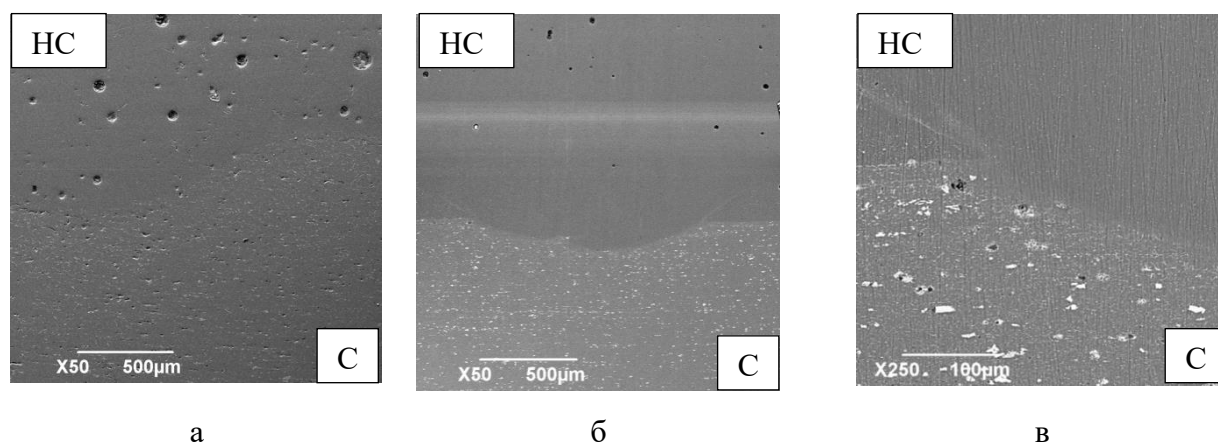
кремния в образцах, наплавленных по трем режимам ($I = 47, 57$ и 67 А), находится в интервале 5,46—5,91 %, что соответствует химическому составу сварочной проволоки марки Св-АК5.



а - плотность; б - микротвердость; в - содержание кремния

Рисунок 35 - Влияние тока сварочной дуги наплавленных образцов из сплава СвАК5

При анализе структуры на границе «субстрат — наплавленный слой» установлено, что при всех исследованных значениях тока сварочной дуги происходит проникновение материала наплавки в субстрат. С увеличением тока сварочной дуги газовая пористость снижается (рисунок 36, а, б), а при наплавке с током 67 А вообще отсутствует (рисунок 36, в). Также установлено, что с ростом тока сварочной дуги происходит увеличение предела прочности при растяжении (σ_B), а условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$) и относительное удлинение (δ) незначительно снижаются, но тем не менее, существенно превышают регламентированные значения сварочной проволоки в состоянии поставки (таблица 11).



а – 47А; б – 57А; в – 67А

Рисунок 36 - Микроструктура наплавленных заготовок из сплава СВАК5 на границе «субстрат (С) - наплавленный слой (НС)» в зависимости от тока сварочной дуги

Таблица 11 – Результаты испытаний на разрыв наплавленных заготовок

I, А	σ_B , МПа	δ , %	$\sigma_{0,2}$, МПа
47	135,6	24	115,6
57	140,1	23	113,7
67	142,1	20	110,2
0*	165*	18*	55*

*Свойства исходной сварочной проволоки в состоянии поставки согласно ISO 18273-2004.

Особенности изменения механических свойств наплавленных образцов объясняются тем, что в ходе наплавки формирование их структуры аналогично процессам, протекающим при затвердевании сплавов в форме при литье. Отличие заключается лишь в том, что затвердевание происходит в микрообъемах (наплавляемый слой), а формирование литой структуры имеет строгую направленность в направлении от субстрата. Повышение предела прочности с увеличением тока сварочной дуги обусловлено измельчением структурных составляющих и сокращением доли и размеров газовой пористости [119].

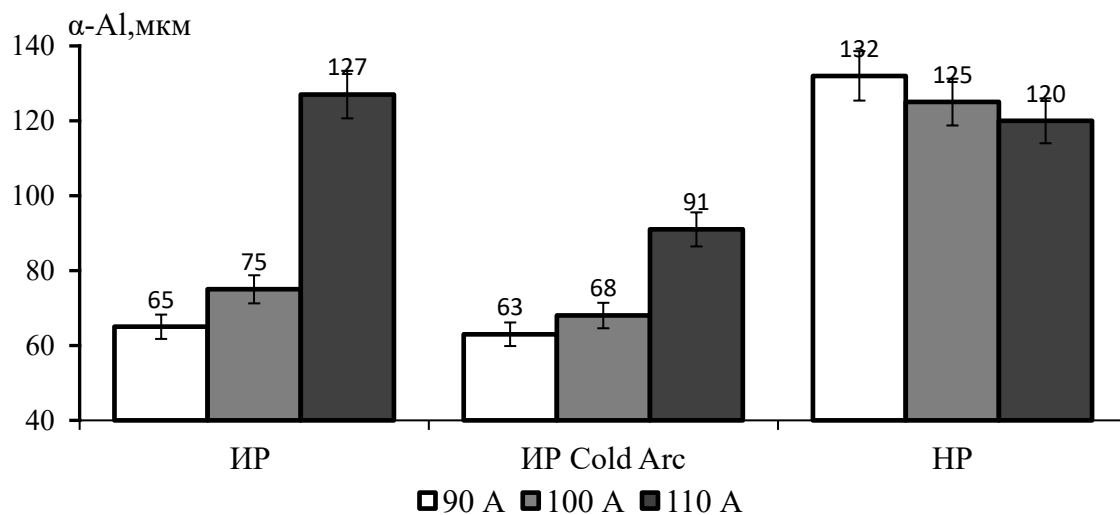
Следующим этапом экспериментов изучения структуры и свойств присадочной проволоки СвАК5, исследовали влияние тока сварочной дуги, режимы указаны в таблице 12, на средние размеры дендритов α -Al и пористость заготовок.

Таблица 12 – Режимы наплавки исследуемых заготовок

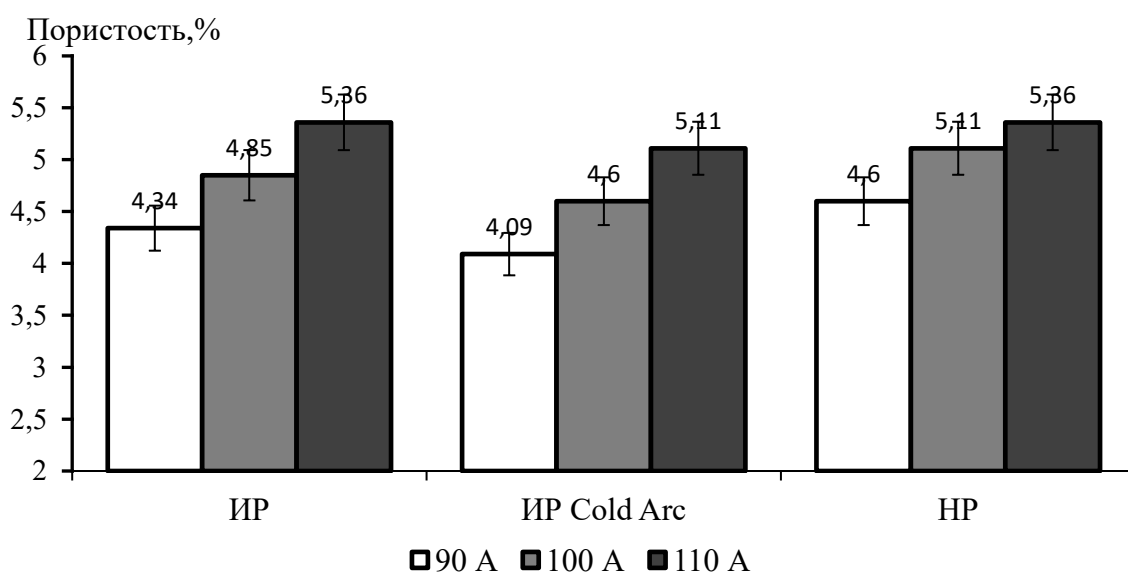
№ заготовки	Скорость печати, мм/мин	Расход газа, л/мин	Сила тока, А	Скорость подачи проволоки, м/мин	Количество слоев, шт
Импульсный режим					
1	620	15	90	6,2	16
2	620	15	100	6,6	16
3	620	15	110	7,0	16
Импульсный режим (Cold Arc)					
4	620	15	90	6,3	16
5	620	15	100	6,6	16
6	620	15	110	7,1	16
Непрерывный режим					
7	620	15	90	6,3	16
8	620	15	100	6,7	16
9	620	15	110	7	16

Металлографический анализ выполнен на поперечных шлифах заготовок, полученных в трёх режимах: Cold Arc, импульсный и непрерывный.

Установлено влияние режимов наплавки в зависимости от силы тока в диапазоне 90÷110 А на средние размеры дендритов α -Al и пористость заготовок (рисунок 37).



а



б

а - средние размеры дендритов α -Al; б - пористость

Рисунок 37 - Влияние режима и силы тока при наплавке заготовок из сплава СвАК5

Анализ полученных данных показывает, что применение различных режимов наплавки оказывает выраженное влияние на морфологию дендритной структуры. В случае непрерывного режима (НР) наблюдается наибольший средний размер дендритов, достигающий 120–135 мкм при токах 100–110 А. Это объясняется повышенным тепловложением и медленной скоростью охлаждения расплава, что способствует укрупнению дендритных ячеек.

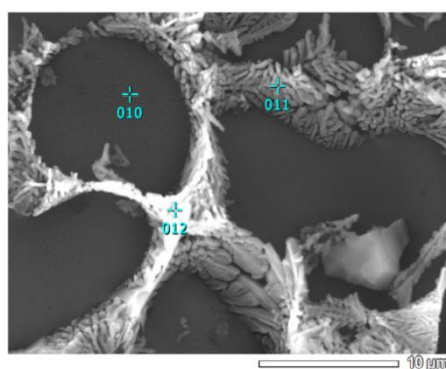
Применение импульсного режима (ИР) позволяет снизить размеры дендритов до уровня 65–75 мкм. Импульсный режим способствует более интенсивному перемешиванию жидкой ванны и ускоренному охлаждению, что приводит к формированию более дисперсной структуры.

Наиболее выраженное измельчение дендритов наблюдается при использовании импульсного режима Cold Arc. В этом случае средние размеры дендритов снижаются до 62–70 мкм, что связано с минимизацией теплового ввода и более благоприятными условиями кристаллизации. Данный эффект особенно заметен при токе 90 А, где Cold Arc обеспечивает наиболее мелкозернистую структуру по сравнению с другими режимами.

Результаты металлографического анализа показали, что наиболее благоприятная структура формируется при наплавке в режиме Cold Arc, где достигается высокая дисперсность и равномерность строения. Cold Arc не только снижает средние размеры дендритов на 40–50 % по сравнению с непрерывным режимом, но и уменьшает их разброс почти в три раза. Импульсный режим также обеспечивает приемлемые результаты, но уступает Cold Arc по степени однородности [120,129,133].

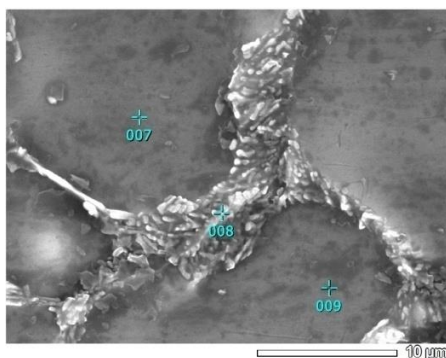
Рентгеноспектральный микроанализ показал, что режим наплавки оказывает заметное влияние на распределение и концентрацию кремния в наплавленных слоях, особенно в эвтектической составляющей сплава. Установлено, что при использовании стандартного импульсного режима наплавки содержание кремния в эвтектике находится преимущественно в диапазоне 8–12 %, что соответствует равновесным условиям кристаллизации и формированию относительно крупной, но устойчивой структуры с выраженным чередованием дендритной матрицы и

эвтектических прослоек. Вместе с тем при применении режима холодной дуги (Cold Arc), характеризующегося пониженным тепловложением и повышенной скоростью охлаждения расплава, концентрация кремния в эвтектической фазе возрастает и может достигать 16–20 %. Данный эффект связан с неравновесными условиями кристаллизации, когда из-за ускоренного отвода тепла увеличивается степень переохлаждения жидкой фазы, интенсифицируется выделение кремния и формируется более мелкодисперсная и равномерно распределённая структура (рисунок 38).



Номер зоны	Al, масс. %	Si, масс. %
010	98,95	1,05
011	83,68	16,32
012	63,93	36,07

а



Номер зоны	Al, масс. %	Si, масс. %
007	99,48	0,52
008	87,34	12,66
009	99,42	0,58

б

а - в режиме Cold Arc (холодная дуга); б - стандартном импульсном режиме

Рисунок 38 - Микроструктура и данные локального микроанализа зон формирования сплава АК5 при наплавке

Важным фактором, определяющим качество наплавленных заготовок при электродуговой наплавке алюминиевых сплавов, является уровень пористости. Газовые включения, формирующиеся в процессе кристаллизации расплава, способны существенно снижать прочностные и эксплуатационные

характеристики материала, в особенности его усталостную долговечность. Поэтому контроль и минимизация пористости являются одной из ключевых задач при разработке и оптимизации режимов ЭДН.

Анализ экспериментальных данных показал, что уровень пористости зависит как от режима переноса металла, так и от значения сварочного тока. При импульсном режиме (ИР) с ростом силы тока от 90 до 110 А фиксируется существенное увеличение пористости — от ~4,4 % до более чем 5,3%. Аналогичная тенденция наблюдается и при непрерывном режиме (НР), где при 110 А достигается максимальная концентрация пор. Рост концентрации пор при увеличении сварочного тока объясняется изменением теплового режима процесса наплавки. При более высоких значениях тока возрастает тепловложение, что приводит к увеличению размеров жидкой ванны и увеличению времени её существования. В таких условиях растворённый водород и другие газовые примеси дольше находятся в расплаве и успевают выделиться в виде пузырьков. Увеличенный объём ванны затрудняет их выход на поверхность, и часть газовых полостей фиксируется в кристаллизующемся металле.

В то же время применение импульсного Cold Arc режима позволило обеспечить наименьшие значения пористости по сравнению с другими режимами. При токе 90 А этот режим демонстрирует минимальный уровень пористости (~4,1 %), что указывает на его высокую эффективность при выборе режима ЭДН. Однако дальнейшее увеличение тока до 100–110 А, а также сопровождается ростом количества пор, хотя значения остаются несколько ниже, чем в случае традиционного импульсного или непрерывного режима.

Наименьший уровень пористости достигается при использовании импульсного Cold Arc режима с минимальными значениями тока 90 А, что обусловлено снижением тепловложения. Поскольку растворимость водорода в алюминии резко уменьшается при переходе из жидкого состояния в твёрдое (от ~0,7 мл/100 г при температуре плавления до ~0,05 мл/100 г при комнатной температуре), в условиях пониженного теплоотвода образующиеся пузырьки успевают выйти из ванны до начала интенсивной кристаллизации. С увеличением

силы тока наблюдается закономерный рост дефектности вследствие интенсификации газонасыщения и задержки пузырьков водорода в расплаве.

Расчеты показали, что за время воздействия дуги период существования жидкой фазы при наплавке в режиме **ИР-СА** составляет 1 с, в режиме ИР – 1,3 с, а в НР – 5 с. Продолжительность жидкой фазы во многом определяет скорость охлаждения наплавленного металла: чем короче время существования расплава, тем выше градиент температур и интенсивнее процесс кристаллизации. В результате при режиме ИР-СА реализуются наиболее благоприятные условия для формирования мелкодисперсной и равномерной структуры, тогда как более длительная жидкая фаза при НР способствует укрупнению дендритных ячеек, снижению однородности строения и увеличению вероятности дефектов газового происхождения [138].

Полученные результаты согласуются с исследованиями И.В. Гаврилина, В.И. Никитина, К.В. Никитина в области литейных технологий, в которых показано, что увеличение времени жизни жидкой фазы способствует росту пористости и укрупнению структуры в литейных сплавах различных систем.

Микротвёрдость исследованных заготовок определялась методом вдавливания на приборе ПМТ-3 при нагрузке 200 г. Измерения проводились на разных заготовках, полученных в разных режимах наплавки, и результаты сведены в таблицу 13.

Таблица 13 – Результаты измерения микротвёрдости сплава СвАК5

№ заготовка	Режим наплавки	$H_{\mu\text{cp}}$, МПа
1	Cold Arc	280±6
2	Cold Arc	280±6
3	Cold Arc	270±6
4	Импульсный	290±10
5	Импульсный	310±10
6	Импульсный	340±10
7	Непрерывный	260±7
8	Непрерывный	265±7
9	Непрерывный	245±7
Исходная проволока	-	265±3

Средние значения микротвёрдости всех исследованных заготовок находятся в диапазоне 240÷310 МПа, что сопоставимо с характеристиками исходной проволоки (265 МПа). Это свидетельствует о том, что в условиях выбранных режимов наплавки материал сохраняет уровень упрочнения, характерный для исходного присадочного материала, и не демонстрирует существенных изменений в процессе формирования.

В заготовках, полученных в режиме Cold Arc, микротвёрдость варьирует в пределах 270÷280 МПа, что немного выше уровня исходной проволоки. Это подтверждает стабильность данного режима, обеспечивающего однородное строение и умеренное упрочнение без резких перепадов значений.

Наименее высокие значения микротвёрдости зафиксированы для заготовок, полученных в непрерывном режиме (245÷265 МПа). В этом случае укрупнение дендритной ячейки в верхних слоях приводит к снижению общей твёрдости материала.

По результатам исследования можно заключить, что импульсные режимы, особенно при токе 100 А, способствуют формированию заготовок с повышенной микротвёрдостью. Режим Cold Arc также обеспечивает достаточно высокие и

стабильные значения, в то время как непрерывный режим уступает по уровню твердости вследствие менее благоприятной структуры.

Механические свойства наплавленного материала оценивались по результатам испытаний на растяжение. Для исследований использовались заготовки, вырезанные из наплавленных стенок в соответствии с требованиями ГОСТ 1497–84. Заготовки имели пропорциональную форму и типоразмер №3. Результаты испытаний на растяжение представлены в таблице 14.

Таблица 14 – Количественные значения, полученные в результате испытаний на разрыв

№ заготовки	Режим наплавки	σ_B , МПа	δ , %
1	Cold Arc	166	14
2	Cold Arc	162	16,3
3	Cold Arc	168	22,3
4	Импульсный	172	20
5	Импульсный	169	16,3
6	Импульсный	168	15,3
7	Непрерывный	147	19
8	Непрерывный	140	23
9	Непрерывный	142	20
Справочные значения (ГОСТ 4785-2019)	-	143-169	10-18

Результаты показывают, что предел прочности наплавленного материала варьирует в пределах 140–172 МПа, что соответствует или превышает справочные значения для литого сплава АК5 (143–169 МПа). При этом относительное удлинение изменяется в диапазоне от 14 % до 23 %, что заметно выше нормативных значений для литого материала (10–18 %).

Наиболее высокие показатели прочности зафиксированы для заготовки 4 (импульсный режим, 90 А), где предел прочности составил 172 МПа при

относительном удлинении 20%. Такое сочетание указывает на формирование материала с повышенной прочностью без существенной потери пластичности.

Заготовка 3 (Cold Arc, 110 А) демонстрирует несколько меньший предел прочности (168 МПа), однако характеризуется наибольшей пластичностью среди всех исследованных условий (22,3 %). Это сочетание особенно ценно, так как для алюминиевых сплавов важна не только высокая прочность, но и достаточная деформируемость при эксплуатации.

Интересно отметить, что в заготовках, полученных непрерывной наплавкой, зафиксированы наиболее низкие значения прочности (140–147 МПа), но при этом относительное удлинение оказалось наибольшим (до 23 %, заготовка 8). Такой результат объясняется формированием более крупнозернистой структуры, что снижает сопротивление разрушению, но повышает способность к пластической деформации.

Анализ показывает, что импульсный режим обеспечивает максимальные показатели прочности, а Cold Arc формирует наиболее сбалансированное сочетание прочности и пластичности. Непрерывный режим по совокупности свойств уступает импульсным вариантам, так как прочностные характеристики оказываются ниже, несмотря на высокий уровень пластичности.

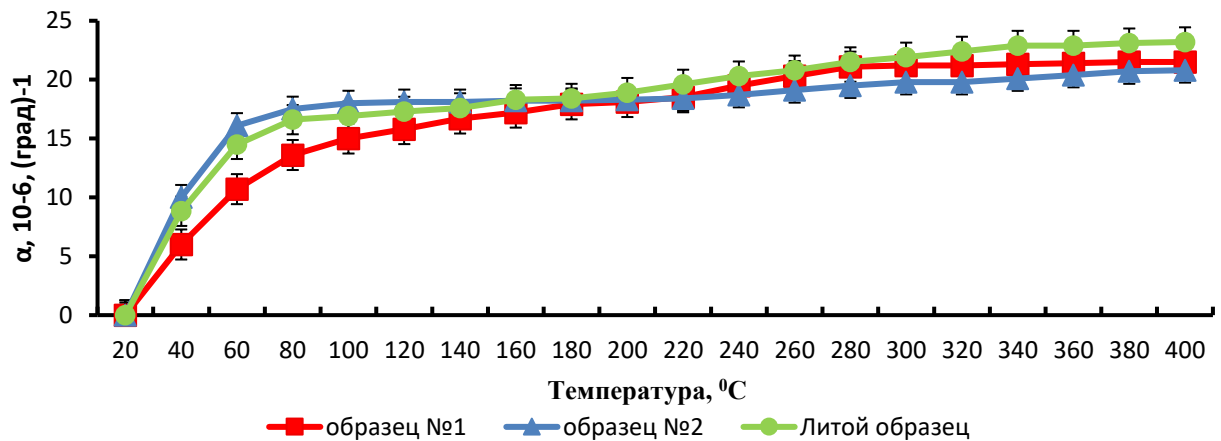
Для оценки термостабильности материала и особенностей его поведения при нагреве в диапазоне рабочих температур был исследован коэффициент термического линейного расширения (КТЛР). Испытания проводились на цилиндрах, вырезанных из наплавленных заготовок. Заготовки получали при токе дуги 90 А, напряжении 19 В, скорости подачи проволоки 6,2 м/мин, и скорости печати 600 мм/мин. Расход аргона составлял 15 л/мин. Был реализован ИР-СА наплавки. Дополнительно были проведены измерения КТЛР литого образца, полученного переплавом проволоки СВАК5 и последующей заливкой в холодный кокиль. Из выращенной стенки были вырезаны заготовки, как вдоль направления наплавки, так и перпендикулярно ему.

Затем из вырезанных заготовок вытачивались цилиндрические стержни длиной 60 мм и диаметром 7 мм, на которых проводились непосредственно измерения КТЛР.

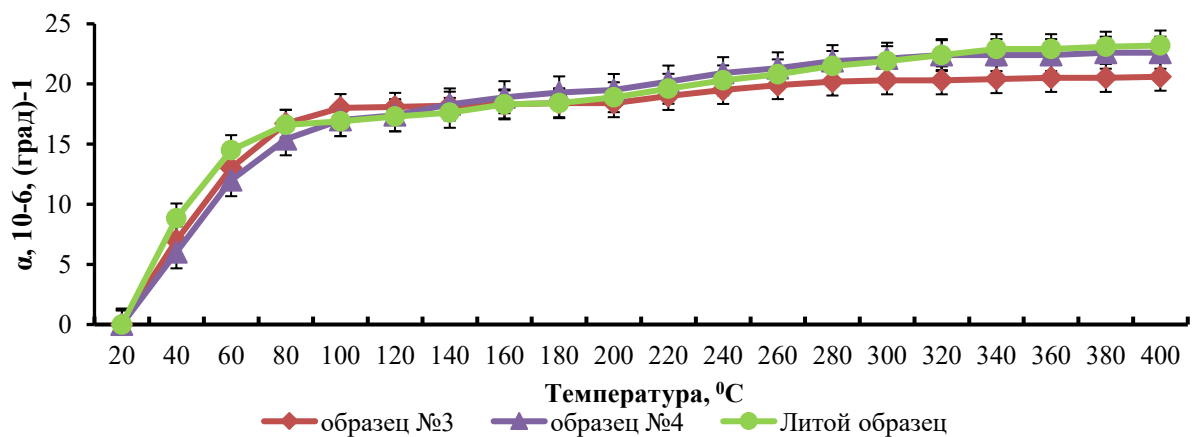
Литая заготовка была получена путем переплава присадочной проволоки в печи Graficarbo и последующей заливкой в кокиль. Из полученной пластины вытачивался цилиндрический стержень длиной 60 мм и диаметром 7 мм.

Значения КТЛР определялись в интервале температур от 20 до 400 °С.

Результаты измерения коэффициента линейного термического расширения представлены на рисунке 39.



а



б

а – заготовки, полученные вдоль направления наплавки; б – заготовки, полученные перпендикулярно направлению наплавки

Рисунок 39 – Изменения КТЛР сплава СВАК5 в диапазоне температур 20-400 °С

Как видно из графиков, во всех исследованных случаях КЛТР возрастает с увеличением температуры, что соответствует общим закономерностям теплового расширения алюминиевых сплавов. На участке 20–100 °С наблюдается наиболее интенсивный рост значений КЛТР, после чего зависимости приобретают более плавный характер и выходят на условное насыщение в диапазоне температур 200–400 °С.

Сравнительный анализ коэффициента линейного термического расширения показал, что значения КЛТР зависят от ориентации вырезки образцов относительно направления наплавки. У заготовок, вырезанных перпендикулярно направлению валиков, КЛТР оказался выше по сравнению с заготовками, вырезанными вдоль направления наплавки.

Применение импульсного режима Cold Arc снижает разницу между значениями КЛТР для заготовок различной ориентации. Для таких заготовок характерен меньший разброс термического расширения в продольном и поперечном направлениях, что объясняется более равномерной структурой металла и уменьшением размеров дендритных ячеек [130].

Для анализа результаты усреднялись по пяти диапазонам температур: 20–60 °С, 60–80 °С, 80–180 °С, 180–300 °С и 300–400 °С. Полученные данные приведены в таблице 15.

Таблица 15 – Средние значения КЛТР в зависимости от интервала температур

№ заготовки	Коэффициент теплового линейного расширения, $\alpha \cdot 10^6$, °С ⁻¹ в интервале температур, °С				
	20-60	60-80	80-180	180-300	300-400
1	5,4	12,2	15,8	19,6	21
2	8,1	16,8	17,9	19	20,3
3	6,5	14,8	17,5	19,4	20,5
4	6	13,7	17,4	20,6	22,3
Литая заготовка	7,3	15,6	17,5	20,2	22,6

Из таблицы видно, что КТЛР наплавленных заготовок растёт с повышением температуры, что соответствует общей закономерности для алюминиевых сплавов. Однако значения коэффициента отличаются в зависимости от режима и положения заготовки в стенке, что связано с особенностями формирования структуры.

В частности, для заготовки 1 наблюдаются минимальные значения КТЛР (например, $5,4 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ в области 20–60 $^{\circ}\text{C}$). Это связано с его расположением в нижней части стенки, где за счёт интенсивного теплоотвода в подложку формировалась наиболее мелкая и равномерная структура. Для заготовки 4, напротив, фиксируются максимальные значения КТЛР (до $22,3 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ в области 300–400 $^{\circ}\text{C}$).

Сравнение с литой заготовкой показывает, что по большинству диапазонов значения КТЛР наплавленных заготовок находятся в пределах, близких к литым аналогам. При этом в нижних зонах наплавленных заготовок коэффициент несколько ниже литого (например, 5,4 против $7,3 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ в диапазоне 20–60 $^{\circ}\text{C}$), а в верхних — ближе к литому или даже выше.

Более дисперсная структура заготовки 1 формирует развитую сеть границ зерен, которые препятствуют термическому расширению при нагреве. Это проявляется в менее выраженном росте значений коэффициента линейного термического расширения (КЛТР) на начальном участке температурной зависимости. Однако при дальнейшем повышении температуры (выше 200 $^{\circ}\text{C}$) возрастает вероятность интенсивной структурной перестройки, сопровождающейся укрупнением зерна и, как следствие, увеличением КЛТР [130].

Результаты исследования КТЛР подтверждают наличие структурной неоднородности по высоте заготовки: нижние слои демонстрируют более стабильное поведение при нагреве, тогда как верхние слои отличаются повышенной склонностью к термическому расширению. Установленная зависимость должна учитываться при проектировании и эксплуатации деталей, подвергающихся переменным температурным воздействиям. Результаты

исследования КТЛР подтверждают наличие структурной неоднородности по высоте заготовки, а также влияние структурного фактора на характер изменения данного физического свойства, что согласуется с работами А.А. Паркина, С.С. Жаткина, К.В. Никитина для сплавов системы Al-Si.

3.3 Выводы по главе 3

1. Установлено влияние параметров объёмной электродуговой наплавки на точность формообразования заготовок из сталей 09Г2С и 06Х19Н9Т. Для стали 09Г2С оптимальным является режим 3 ($v_{дв} = 0,45$ м/мин, $v_{под} = 3,5$ м/мин, $U = 18$ В), при котором отклонение геометрических размеров не превышает 5 %. Для стали 06Х19Н9Т наилучшие результаты получены при режиме 7 ($v_{дв} = 0,6$ м/мин, $v_{под} = 4$ м/мин, $U = 20$ В), где отклонение по длине и ширине составило не более 2,5 %, а по высоте — 13,5 %.

2. Показано, что присадочная проволока из стали 09Г2С склонна к большему растеканию по подложке по сравнению с проволокой 06Х19Н9Т. Это подтверждается увеличением ширины наплавленной дорожки при одинаковых режимах, особенно с ростом напряжения дуги.

3. Исследование микроструктуры заготовок показало, что в стали 09Г2С формируется смесь феррита, перлита и бейнита, тогда как в стали 06Х19Н9Т преобладают аустенитные зерна с выраженной дендритной структурой в нижних слоях. В обоих случаях наблюдается низкий уровень пористости и достаточная однородность строения.

4. Проведённые механические испытания на растяжение подтвердили, что свойства наплавленных заготовок из сталей 09Г2С и 06Х19Н9Т соответствуют или превышают справочные значения: для 09Г2С $\sigma_{в} = 537$ МПа, $\delta = 23$ %; для 06Х19Н9Т $\sigma_{в} = 683$ МПа, $\delta = 41$ %. Это свидетельствует о высоком качестве наплавленного металла и отсутствии критических дефектов.

5. Для алюминиевых сплавов СвАМг5 и СвАК5 установлено, что структура после ЭДН состоит из твёрдого раствора алюминия с дисперсными

частицами β -фазы (Mg_2Al_3) в случае СВАМг5 и двухфазной доэвтектической структуры (α -Al + эвтектика Al-Si) в случае СВАК5. По высоте заготовок наблюдается неоднородность: нижние слои имеют более мелкое зерно вследствие интенсивного теплоотвода через подложку, тогда как в верхних зонах структура укрупняется.

6. Увеличение сварочного тока в диапазоне 90–110 А приводит к укрупнению структурных составляющих и росту пористости. Наибольшая дисперсность и однородность структуры достигается при использовании импульсного Cold Arc режима (средний размер дендритов 62–70 мкм, что в 1,5–2 раза меньше по сравнению с непрерывным режимом).

7. Механические испытания заготовок из СВАК5 показали, что предел прочности ($\sigma_B = 140$ –172 МПа) соответствует или превышает значения для литого аналога (143–169 МПа по ГОСТ 4785–2019), а относительное удлинение ($\delta = 14$ –23 %) заметно выше нормативных значений для литого материала (10–18 %). Это подтверждает преимущества ЭДН по совокупности свойств.

8. Установлено, что микротвёрдость наплавленных заготовок варьирует в пределах 240–310 МПа, что сопоставимо с исходной проволокой (265 МПа). При этом Cold Arc обеспечивает наиболее стабильные значения (270–280 МПа), а непрерывный режим сопровождается снижением до 245–265 МПа вследствие укрупнения дендритной ячейки.

9. Измерения коэффициента линейного термического расширения (КЛТР) в диапазоне температур 20–400 °С показали зависимость величины КЛТР от ориентации вырезки образцов: в поперечном направлении значения выше, чем в продольном.

4 ВЛИЯНИЕ ГИБРИДНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЗАГОТОВОК ИЗ СПЛАВА СВАК5, ПОЛУЧЕННЫХ ОБЪЕМНОЙ ЭДН

4.1 Исследование параметров жидкофазной магнитно-импульсной обработки на структуру и физико-механические свойства заготовок из алюминиевого сплава СВАК5

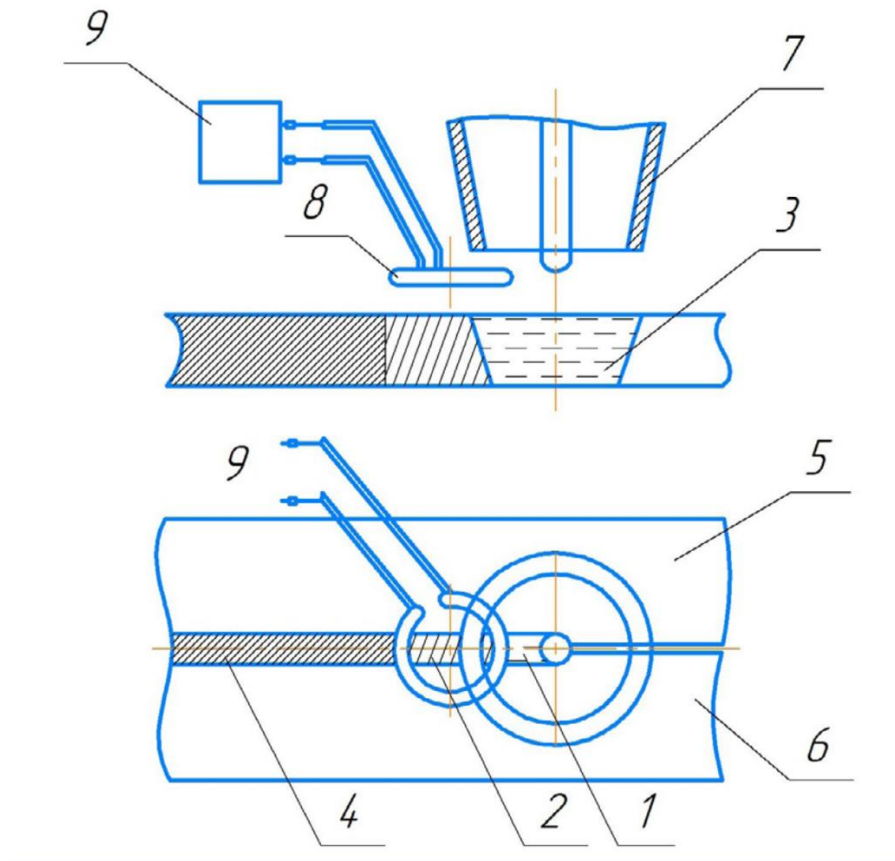
На начальном этапе исследовали влияние МИО на сварочный шов при соединении пластин из деформируемого сплава АД1Н присадочной проволокой из сплава СВАК5. В качестве образцов использовали пластины размером 100×250 мм, толщиной 6 мм из алюминиевого сплава АД1Н (таблица 16).

Таблица 16 – Химический состав сплава АД1Н, %

Fe	Si	Mn	Ti	Al	Cu	Mg	Zn
До 0,5	До 0,5	До 0,03	До 0,15	99,3	До 0,05	До 0,05	До 0,1

Сварку проводили на роботе QiroxCloos 320, оснащенном сварочным полуавтоматом QINEO PULSE, одновременную магнитно-импульсную обработку (МИО) металла сварочной ванны – на магнитно-импульсной установке МИУ-1 [128].

Разработанная технологическая схема сварки с одновременным магнитно-импульсным воздействием на металл сварочной ванны показана на рисунке 40.



1 – участок расплавления соединяемых деталей (зона дуги); 2 – участок затвердевания (кристаллизации); 3 – зона расплавленного металла; 4 – место полного затвердевания металла; 5, 6 – свариваемые детали; 7 – сварочная горелка; 8 – одновитковый индуктор; 9 – МИУ-1

Рисунок 40 - Технологическая схема и схема индуктора

Расплавление металла в зоне 1 происходит в зоне сварочной дуги от сварочной горелки 7. При этом процесс сварки (при необходимости с подачей присадочной проволоки) происходит непрерывно за счет движения горелки относительно заготовки. К сварочной горелке 7 примыкает индуктор 8, подключенный с помощью гибкого кабеля к магнитно-импульсной установке 9. Индуктор движется синхронно со сварочной горелкой. Под сварочной горелкой металл расплавляется, а в зоне индуктора охлаждается и кристаллизуется. В этой зоне (зона кристаллизации) на индуктор с частотой не менее 1 Гц разряжается батарея конденсаторов МИУ. Возникающее вокруг индуктора магнитное поле наводит в кристаллизующемся металле вихревые токи, которые распределены по

глубине неравномерно: на поверхности максимальны, а в глубину убывают по экспоненциальному закону. Для реализации предлагаемого способа был спроектирован и изготовлен специальный одновитковый индуктор. В результате воздействия импульсного магнитного поля (ИМП) в кристаллизующемся металле сварочной ванны за счет действия наводимых вихревых токов возникают внутренние дополнительные источники тепла. При этом действие интенсивных металлопотокосов вследствие электродинамических сил приводит к дроблению зарождающихся зерен, увеличению центров кристаллизации и, в конечном счете, измельчению структуры, как в самом шве, так и в околошовной зоне.

В процессе МИО происходит интенсивное комплексное теплосиловое воздействие на кристаллизующийся расплав. Так, помимо силового воздействия, за счет электродинамических сил в расплаве ванны сварного шва возникают внутренние дополнительные источники тепла от действия наводимых вихревых токов. Действие электродинамических сил может приводить к дроблению зарождающихся зерен, увеличению центров кристаллизации и, в конечном счете, измельчению и изменению структуры, как в самом шве, так и в околошовной зоне.

Внешний вид данного экспериментального стенда, состоящего из роботизированного комплекса QiroxCloos 320, МИУ-1 с блоком управления, индуктора с его держателем, представлен на рисунке 41.

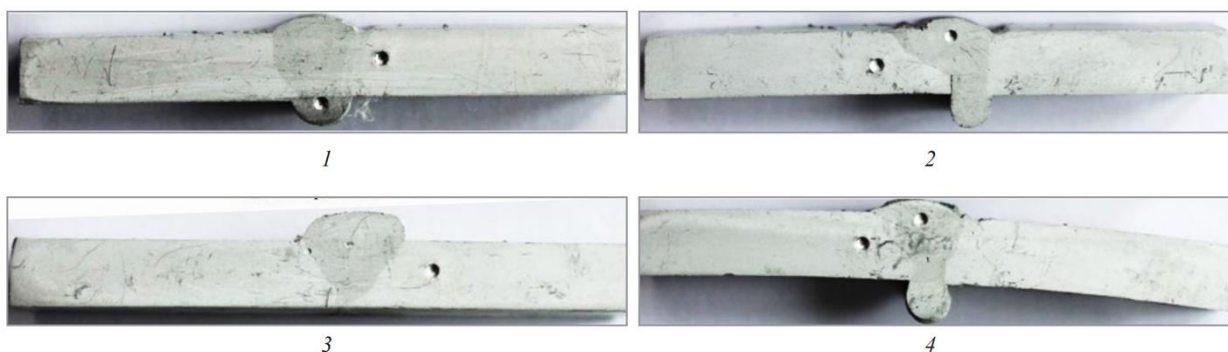
Наплавка проводилась в импульсном режиме по следующим параметрам: I – 190 А; $v_{\text{под}} = 5,2$ м/мин; $v_{\text{дв}} = 0,65$ м/мин; $U = 21,7$ В. Варьировали энергией разряда W в диапазоне 250÷500 Дж и частота следования импульса равна 1 Гц. [128].



Рисунок 41 - Совмещение индуктора и сварочной горелки относительно наплавляемого слоя

На рисунке 42 показаны макрошлифы образцов, полученных после сварки с магнитно-импульсной обработкой. На образце 1 (без МИО) наблюдается удовлетворительное формирование сварного шва, дефекты отсутствуют. Геометрические параметры сварного шва соответствуют требованиям. Шов выделен более темной областью. Околошовная зона на шлифе не выделяется, что свидетельствует об отсутствии излишнего нагрева, т.е. о корректном режиме сварки.

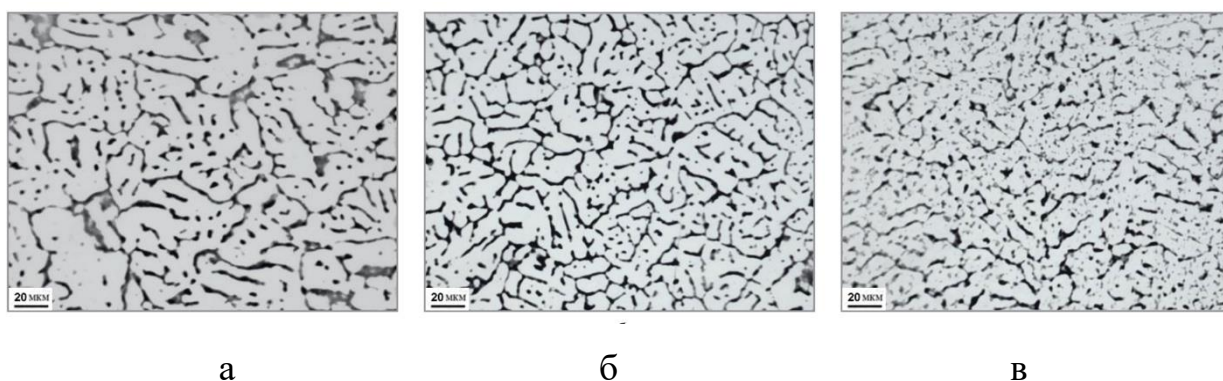
У образца 2 наблюдаются непровар в «корне» сварного шва и подрезы на наружной поверхности валика. Несплавление кромок в корне с вытеканием жидкого металла связано со смещением сварочной дуги относительно оси стыка. Структура шва на макрошлифах отчетливо выделяется более темной областью, что свидетельствует об изменении структуры в зоне сварного шва по сравнению с основным металлом за счет присадочного материала. Геометрические параметры сварных соединений образцов соответствуют требованиям. Также на образцах 2 и 4 наблюдается значительное превышение допустимой выпуклости в «корне» шва [128].



1 – Без мио; 2 – Энергия разряда 250 Дж; 3 – Энергия разряда 350 Дж; 4 – Энергия разряда 500 Дж;

Рисунок 42 – Макрошлиф полученных образцов

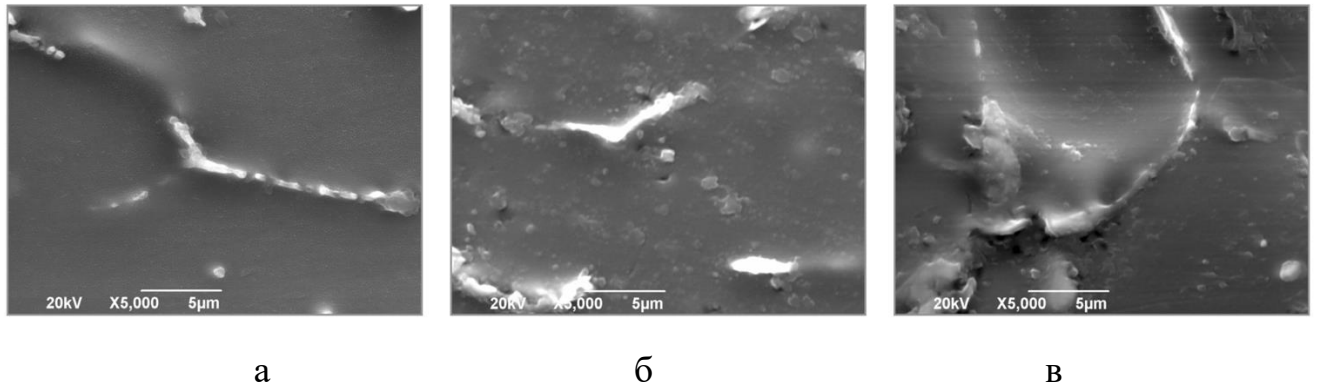
Микроструктура сварного шва для ряда режимов показана на рисунке 43. Структура сварного шва представлена в виде дендритов твердого раствора кремния в алюминии и эвтектики Al-Si в междендритном пространстве, характерная для доэвтектического сплава системы Al-Si при сварке присадочной проволокой Св-АК5. Хорошо видно, что при сварке с одновременной магнитно-импульсной обработкой формируется более дисперсная структура (рисунок 43, б, в). За счет действия электродинамических сил, вызванных импульсным магнитным полем, происходит дробление зарождающихся зерен и измельчение структуры.



а – образец 1; б – образец 2; в – образец 4

Рисунок 43 - Микроструктура сварного шва образцов

Более детальный анализ микроструктуры на электронном микроскопе показал, что после сварки с магнитно-импульсной обработкой наблюдается внутризеренное выделение частиц с размерами до 1–2 мкм, стимулированное пластической деформацией под воздействием МИО (рисунок 44, б, в).



а – образец 1; б – образец 2; в – образец 4

Рисунок 44 - Микроструктура сварного шва образцов

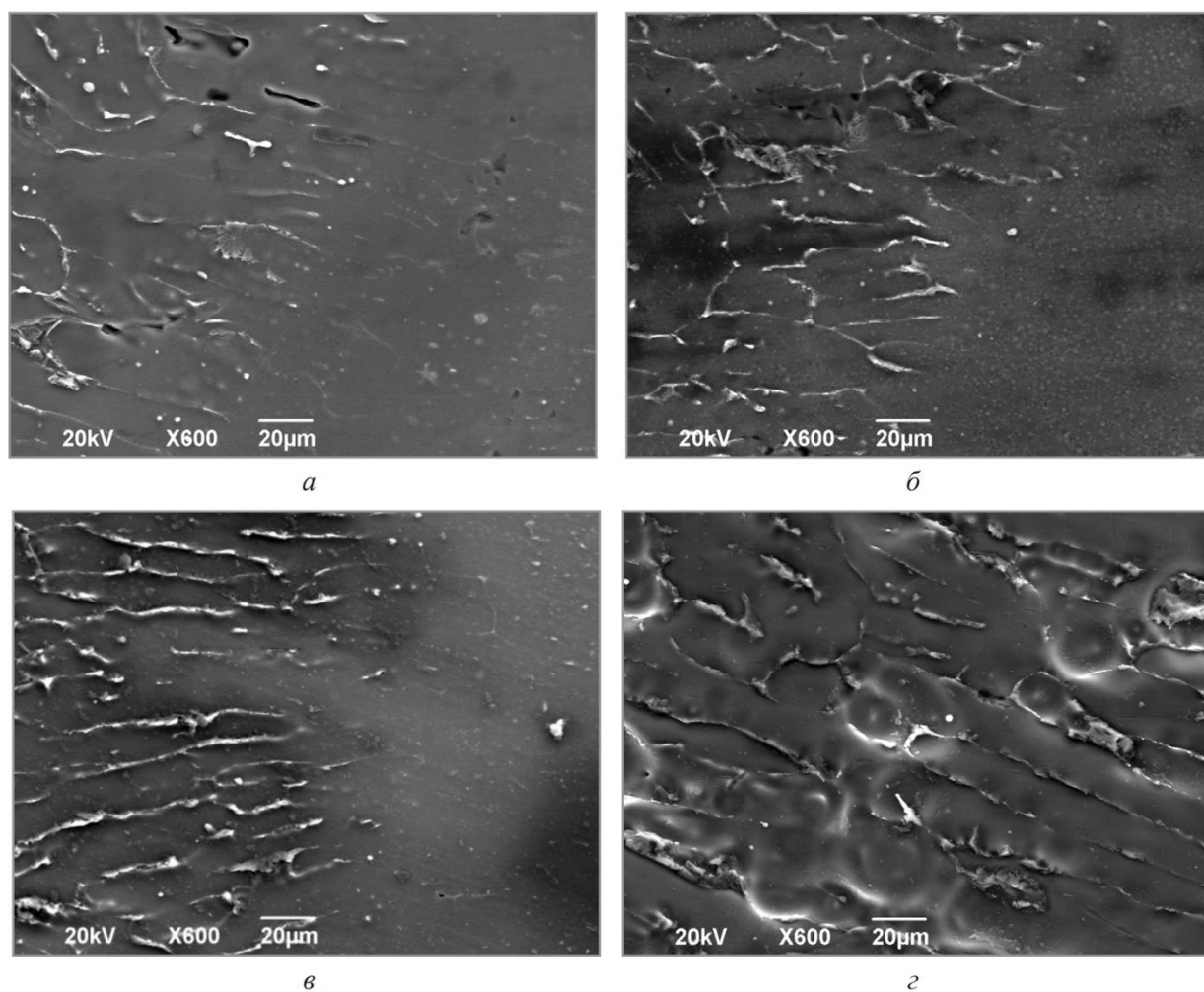
Микроструктура границы сварного шва с околошовной зоной (ОШЗ) показана на рисунке 45.

В отличие от центральной зоны сварного шва (см. рисунок 44) здесь формируется текстурированная зона с вытянутыми зёрнами из-за условий теплоотвода, а также за счет воздействия электродинамических сил. При сварке с МИО на высоких энергиях разряда 350 и 500 Дж (рисунок 45, в, г) за счет интенсивной пластической деформации кристаллизующегося материала наблюдается более выраженная вытянутость зёрен по сравнению со сваркой без МИО и с энергией разряда 250 Дж (рисунок 45, а, б). Это может быть связано с неоднородностью распределения импульсного магнитного поля при его воздействии на материал образца. При осевой симметрии поля его минимальное значение достигается в центре кольцевого индуктора, расположенного параллельно поверхности свариваемых заготовок. Поэтому воздействие возникающих электродинамических сил будет неоднородным по величине и различаться в центре и на краях формируемой зоны сварного шва – в центре

минимальное, а по краям максимальное. Максимальная напряженность магнитного поля используемой установки достигает до 107 А/м и давление, оказываемое на поверхность образца, составит до 108 Па, что может быть сравнимо или выше предела текучести ряда сплавов алюминия. Кроме того, в условиях повышенных температур предел текучести снижается, что приводит к пластической деформации в зоне МИО и формированию текстуры [132].

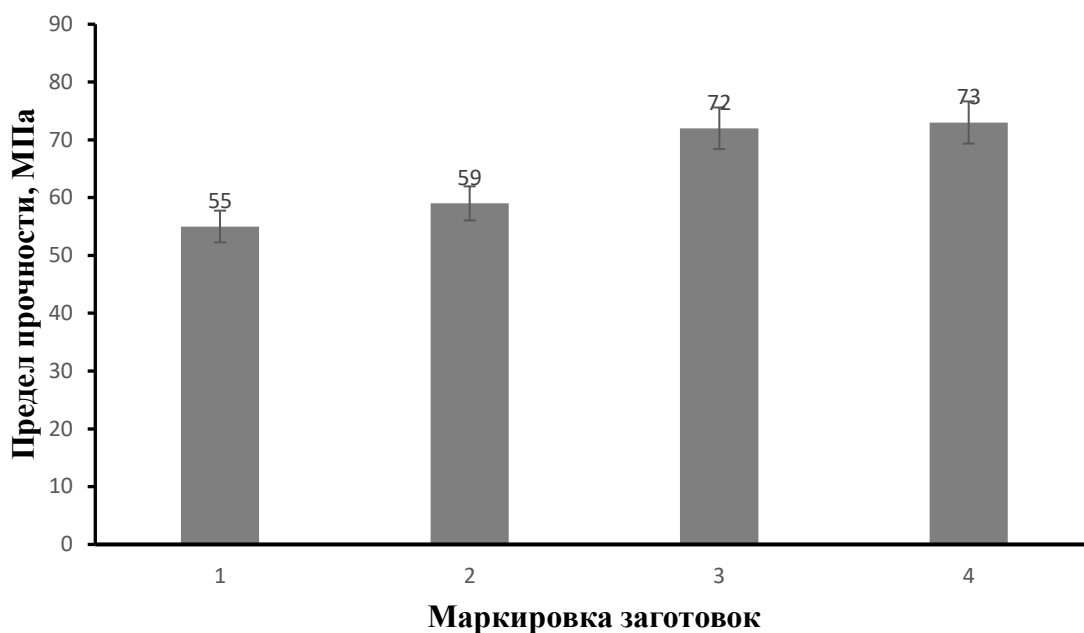
При сварке без МИО обнаруживаются микропоры (см. рисунок 45, а), которые практически не наблюдались в режимах сварки с МИО (рисунок 45, в, г).

На рисунке 46 показана зависимость предела прочности и твердости сварного шва от режимов обработки.

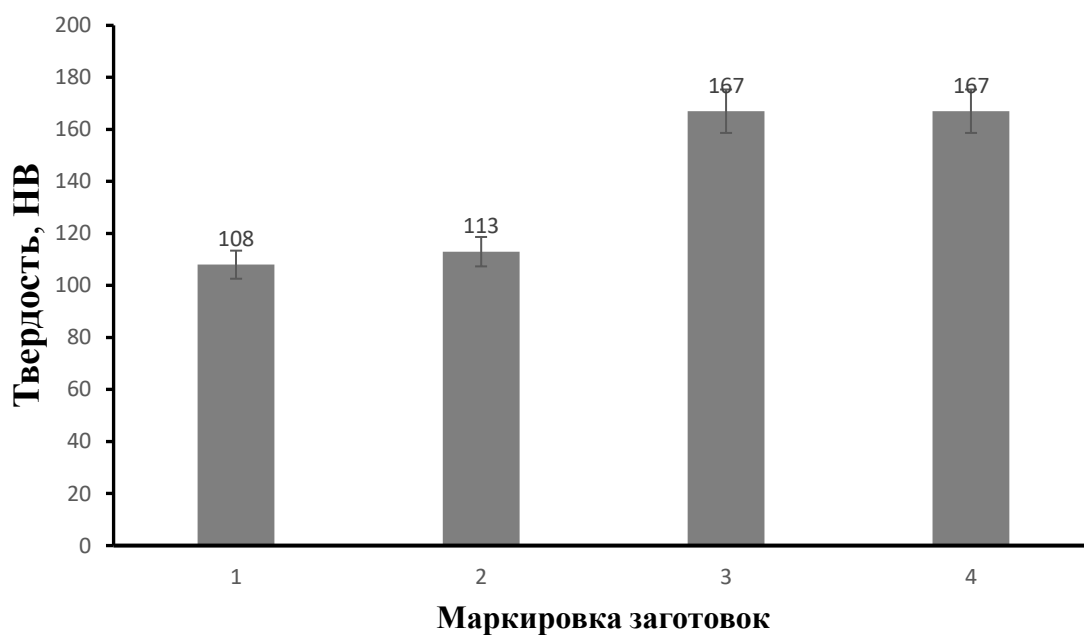


а – образец 1; б – образец 2; в – образец 3; г – образец 4

Рисунок 45 - Микроструктура сварного шва на границе с околошовной зоной



а



б

Рисунок 46 – Зависимость предела прочности (а) и твердости (б) сварного шва от режимов магнитно-импульсной обработки

В целом влияние МИО по режимам 3 и 4 обусловило увеличение предела прочности на 32%, а твердости – на 54%. Повышение прочностных характеристик

может быть обусловлено измельчением структуры в сварочной ванне и выраженным проявлением отрицательного магнитоэластического эффекта. В данном случае его проявление может быть связано с увеличением плотности дефектов в кристаллизующемся материале за счет действия электродинамических сил, что может приводить к повышению уровня остаточных напряжений и тормозить движение дислокаций.

Установлено, что при сварке, совмещенной с МИО при $W\ 350\div 500$ Дж происходит измельчение структурных составляющих в зоне сварного шва, повышается твердость и предел прочности при растяжении. Это связано с синергическим воздействием, вызванным высоким градиентом температур в процессе воздействия электрической дуги и импульсного магнитного поля (ИМП) в кристаллизующемся металле зоны наплавки. Действие интенсивных металлопотокотворения вследствие электродинамических сил приводит к дроблению зарождающихся зерен, увеличению центров кристаллизации, измельчению структуры, как в самом шве, так и в околошовной зоне [131].

На основании полученных данных на следующем этапе выполнили ряд экспериментов по изучению влияния МИО на структуру и свойства заготовок, получаемых ЭДН. Принципиальная схема гибридного комплекса для реализации технологии «электродуговая наплавка - МИО» представлена на рисунке 47.

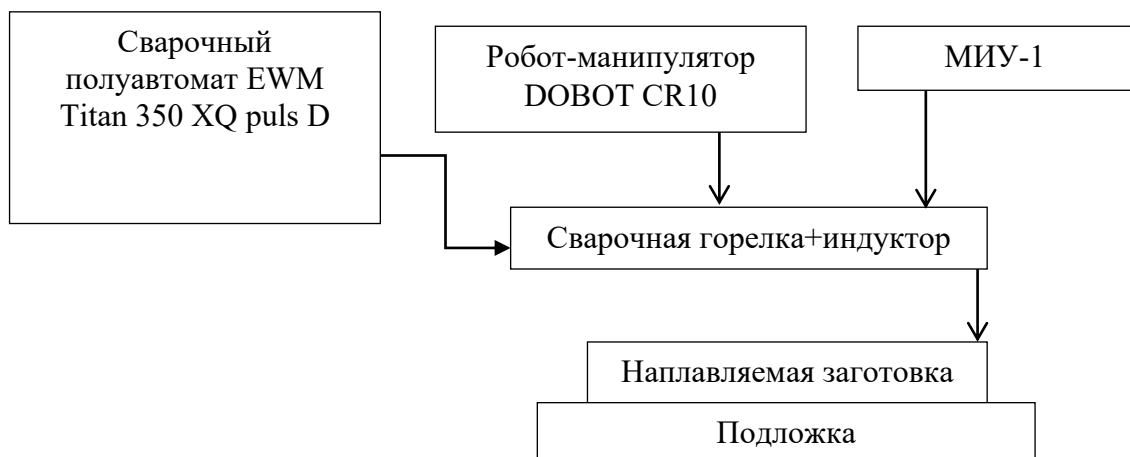
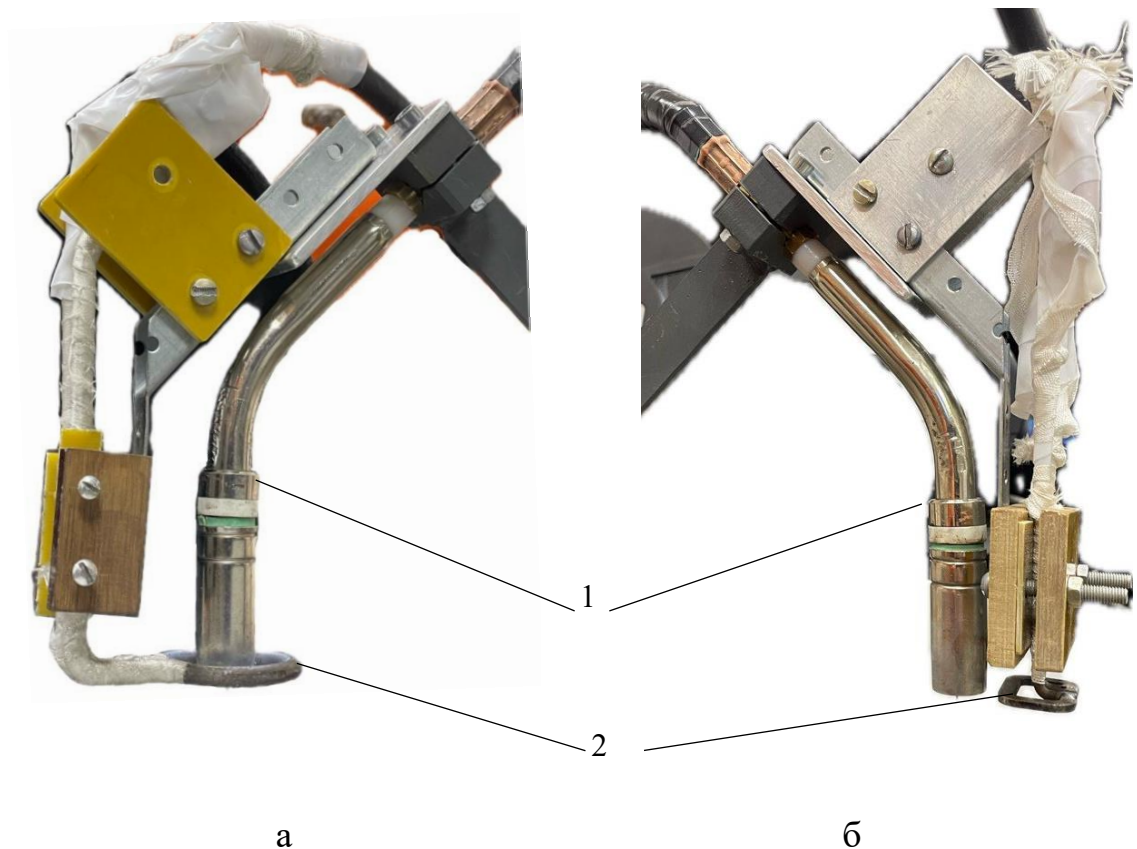


Рисунок 47 - Схема технологии «электродуговая наплавка - МИО»

Разработаны конструкции и изготовлены одновитковые индукторы, сопряженные со сварочной горелкой (рисунок 48). В одном случае (рисунок 48, а) индуктор имеет форму открытого тора и охватывает сопло сварочной горелки. Во втором - индуктор выполнен в виде прямоугольной рамки и совмещен с соплом горелки последовательно (рисунок 48, б).

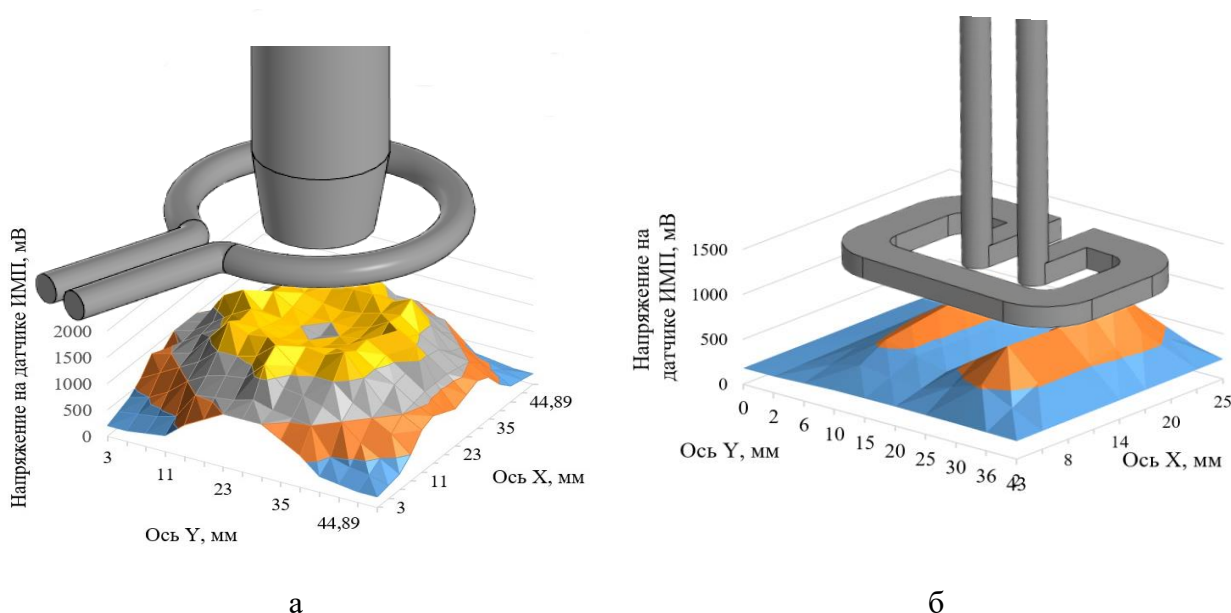
Сварочная горелка крепится к роботу при помощи кронштейна. К этому же кронштейну крепится держатель одновиткового индуктора. Конструкция держателя предусматривает возможность регулирования положения рабочей зоны индуктора относительно ванны расплава. На кронштейн установлены дополнительные пластины, необходимые для фиксации кабеля, соединяющего индуктор и магнитно-импульсную установку МИУ-1.



а – индуктор в виде открытого тора, охватывающий сопло горелки; б – прямоугольный индуктор, сопряженный последовательно с горелкой; 1 – сварочная горелка; 2 – индуктор

Рисунок 48 - Конструкции индукторов, сопряженных со сварочной горелкой

Моделирование напряженности импульсного магнитного поля (ИМП) при единичном импульсе с $W \sim 186$ Дж показало, что максимальное напряжение ~ 2000 мВ на датчике ИМП достигается в зоне подачи присадочного материала при использовании индуктора в виде открытого тора (рисунок 49, а), который формирует импульс в форме правильного усеченного конуса. При использовании прямоугольного индуктора максимальное напряжение на датчике ИМП достигает 750 мВ (рисунок 49, б). При этом формируется два энергетических пика в виде «холмов», повторяющих форму внутреннего пространства индуктора.



а – индуктор в виде открытого тора; б – прямоугольный индуктор

Рисунок 49 - Результаты моделирования напряженности ЭМП в зависимости от вида индуктора

На основании результатов тестовых наплавок в дальнейшем использовали индуктор в виде открытого тора (рисунок 49, а). Режимы ЭДН и МИО представлены в таблице 17.

Для оценки влияния МИО на структуру и свойства заготовок из сплава системы Al-Si были выбраны три режима обработки с энергией разряда 186, 332 и 518 Дж (рисунок 50).

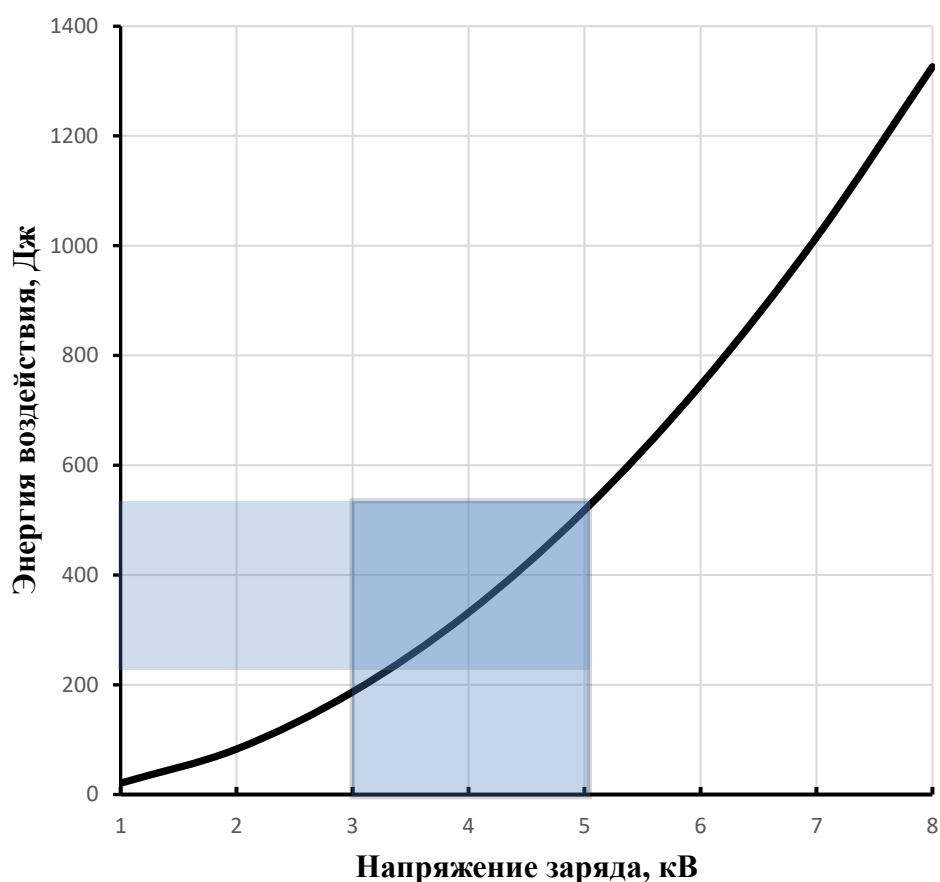


Рисунок 50 - Номограмма зависимости энергии разряда от напряжения

Выбор именно этих значений энергии обусловлен необходимостью охвата различных диапазонов интенсивности воздействия.

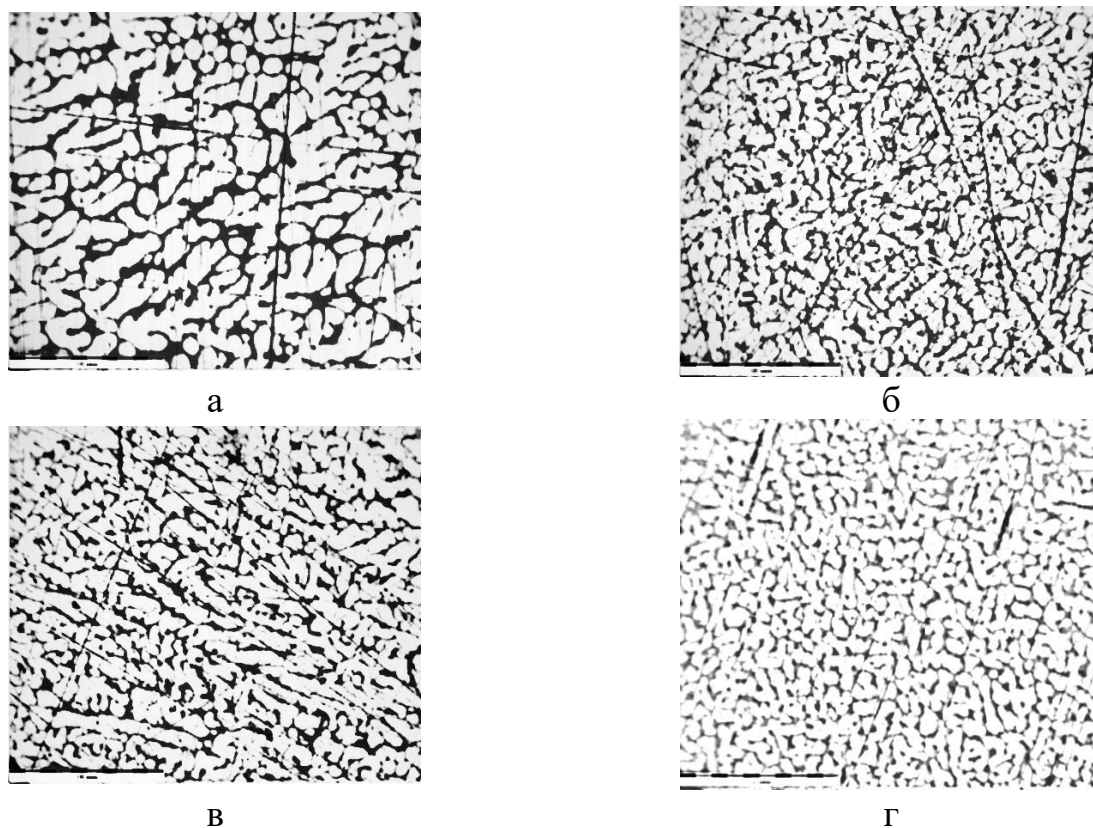
Экспериментальным путем была получена номограмма зависимости энергии разряда от напряжения заряда, предварительные эксперименты показали, что при МИО ниже 3 кВ не было обнаружено никаких изменений, а выше 5 кВ была установлена деформация наплавливаемых слоев и появление трещин, т.е. превышение избыточной энергии приводило к разрушению наплавливаемой заготовки. Поэтому работа проводилась в диапазоне напряжения заряда от 3 до 5 кВ, что соответствует энергии воздействия 186,332 и 518 Дж.

Таблица 17 - Параметры ЭДН и МИО тестовых заготовок из сплава СвАК5

Режимы ЭДН*				
Защитный газ	Расход газа, л/мин	Сила тока, А	Скорость печати, мм/мин	Режим
Ar	15	100	450	ИР-АС
Режимы МИО				
W, Дж		Частота следования импульсов, Гц		
-		-		
186		1		
332				
518				

*Диаметр присадочной проволоки – 1 мм; скорость подачи – 6.7 м/мин; длина наплавленных образцов – 100 мм; количество слоев -6 шт.; высота наплавки – 10 мм

Установлено, что с увеличением W происходит измельчение структурных составляющих наплавляемых заготовок (рисунок 51).



а – без МИО; б – W=186 Дж;

в–W=332 Дж; г–W=518 Дж

Рисунок 51 - Микроструктура заготовок из сплава СвАК5, полученных по технологии «электродуговая наплавка - МИО»

Анализ полученных результатов показал следующее. При всех значениях W разряд подается непосредственно в зону наплавки, разбрызгивания жидкой ванны не происходит. Все заготовки (таблица 17), полученные в результате экспериментов, имеют стабильную геометрию. Магнитно-импульсная обработка оказывает ощутимое модифицирующее воздействие на микроструктуру сплава Св-АК5, максимальное измельчение дендритов α -Al установлено при обработке наплавляемых слоев с энергией разряда 518 Дж. Несплавление слоев отсутствуют.

Результаты измерения размеров зерен при наплавке без и с магнитно-импульсной обработкой представлены на рисунке 52.

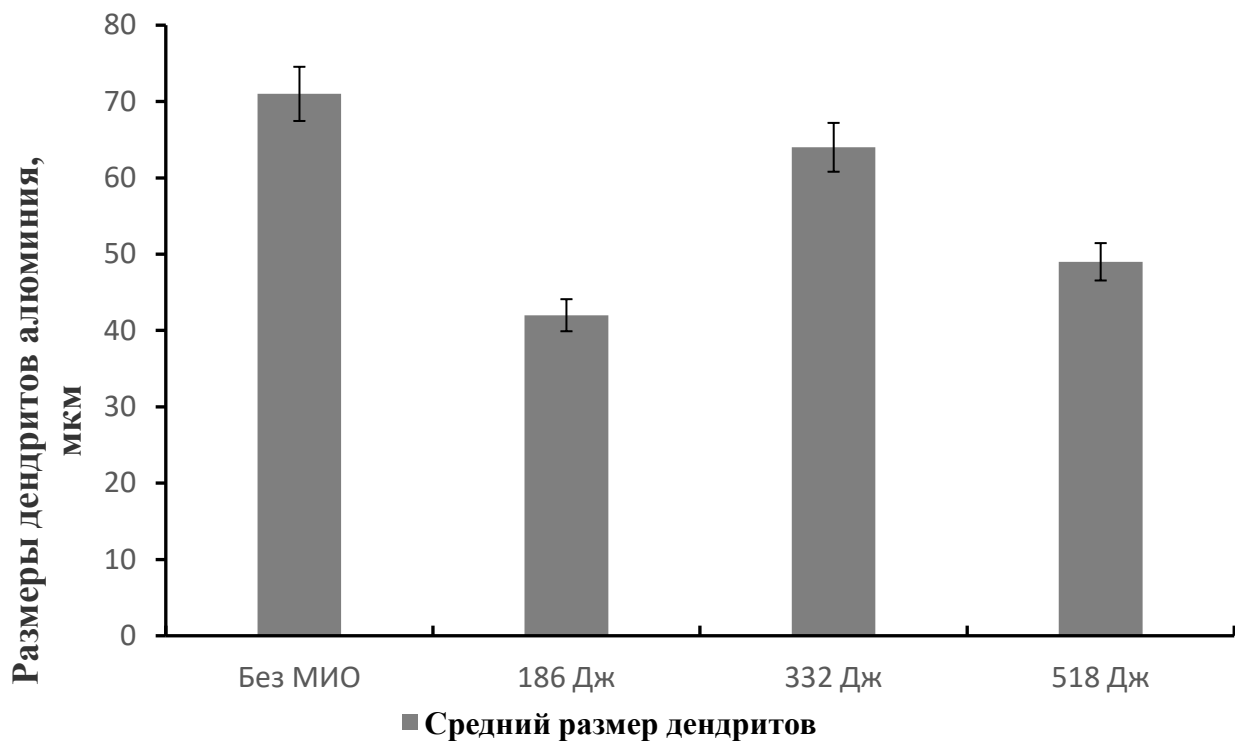


Рисунок 52 - Влияние режимов наплавки на средние размеры дендритов α -Al по высоте наплавленного слоя

Из гистограммы видно, что при наплавке с одновременной МИО при энергии разряда 186 Дж размер зерен на 39.4 % меньше, чем при наплавке без МИО; при энергии разряда 332 Дж – на 9.5%, а при энергии 518 Дж – на 32.4 %.

Анализ микроструктуры показывает, что максимальный модифицирующий эффект достигается при применении МИО с энергией разряда 186 Дж. В этом случае формируется наиболее равномерная и дисперсная структура, тогда как при увеличении энергии эффект постепенно ослабевает. Полученные данные подтверждают наличие оптимального диапазона параметров магнитно-импульсной обработки, выход за который не обеспечивает дополнительного улучшения структуры.

Как отмечалось важным аспектом объемной электродуговой наплавки алюминиевых сплавов, является снижение пористости наплавленных зон. Результаты исследований по гибридной наплавке с одновременной магнитно-импульсной обработкой выявили влияние МИО на концентрацию пор в наплавленных зонах (рисунок 53).

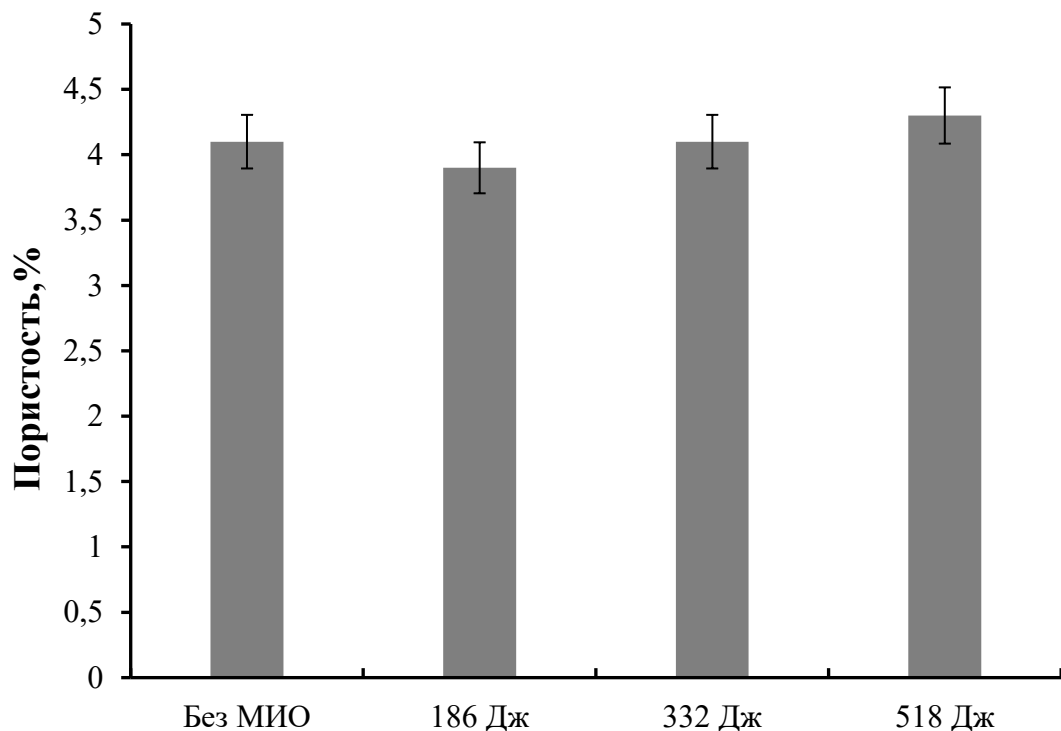


Рисунок 53 - Влияние магнитно-импульсной обработки на пористость наплавленных заготовок из сплава СВАК5

Анализ полученных данных показывает, что использование МИО способствует снижению пористости по сравнению с образцами, наплавленными только в импульсном Cold Arc режиме при токе 90 А. При энергии разряда 186 Дж уровень пористости уменьшается - почти на 5 % относительно исходного состояния, что связано с интенсификацией конвективных потоков в жидкой ванне и облегчением выхода газовых включений. При увеличении энергии до 332 Дж эффект снижения пористости сохраняется, однако он выражен слабее.

Влияние МИО на характеристики структуры и механические свойства наплавленных заготовок из сплава СВАК5 показано в таблица 18.

Таблица 18 – Влияние МИО на структуру и механические свойства заготовок из сплава СВАК5

W, Дж	Размер α -Al, мкм	Пористость, %	$H_{\mu\text{cp}}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
Без МИО	71	4,1	290,0	172,0	20,0
186	42	3,7	367,0	205,0	22,4
332	64	4,2	372,0	196,2	23,0
518	49	4,3	377,0	177,3	24,3

Результаты испытаний показали устойчивое модифицирующее влияние МИО на дендриты α -Al - в среднем их размер уменьшился на 37% по сравнению с заготовками, наплавленными без воздействия. Максимальное измельчение было установлено при энергии разряда 186 Дж – размер дендритов уменьшился на 69%. Микротвердость и относительное удлинение монотонно возрастают и достигают максимума при энергии разряда 518 Дж: $H_{\mu\text{cp}}$ возросла на 30%, а δ – на 22%. Выявлен немонотонный характер изменения пористости: при энергии МИО 186 Дж данный показатель снижается на 11% по сравнению с необработанным вариантом, с увеличением энергии разряда пористость снова растет, и при воздействии с энергией разряда 332-518 Дж достигает значений, сопоставимыми с необработанной заготовкой. Аналогично изменяется и предел прочности при растяжении: максимальное значение установлено при воздействии с энергией

разряда 186 Дж – 367,0 МПа, что на 19% выше необработанного состояния. С увеличением энергии разряда происходит снижение σ_b до значений, сопоставимым с необработанным состоянием.

Таким образом, как и в экспериментах по влиянию режимов наплавки, было выявлено доминирующее влияние пористости в наплавленных слоях на предел прочности при растяжении [131,132,135].

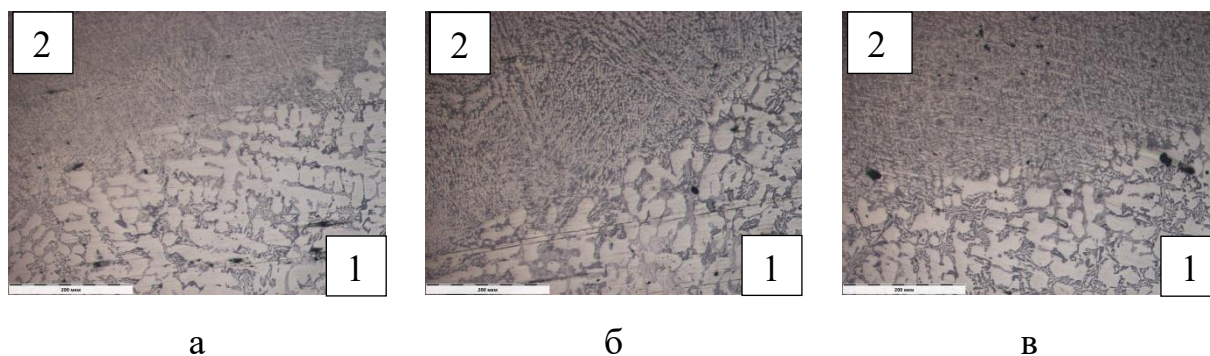
Устойчивое модифицирующее влияние МИО на структуру и свойства силуминов при жидкофазном воздействии магнитных импульсных полей было ранее установлено в работах В.А. Глущенко, Д.Г. Черникова, В.И. Никитина, К.В. Никитина. Результаты экспериментов с МИО при получении сплава СВАК5 объемной ЭДН совпадают с результатами указанных работ.

Таким образом, экспериментально показана возможность создания эффективной гибридной технологии «электродуговая наплавка - МИО». На конструкцию индуктора, сопряженного со сварочной горелкой, получен патент на полезную модель №235516 «Индуктор для магнитно-импульсной обработки при объёмной электродуговой наплавке» [137].

4.2 Исследование параметров твердофазного электродугового поверхностного модифицирования на структуру и физико-механические свойства заготовок из алюминиевого сплава СВАК5

На первом этапе проведены тестовые эксперименты по электродуговому поверхностному модифицированию (ЭДПМ) заготовки из сплава АК7ч, полученной литьем в кокиль. Обработка осуществлялась на обратной полярности, проводилась на роботе-манипуляторе KUKA KR 210-2 2000 сварочным аппаратом Сварог-200 Р AC/DC в среде аргона в режиме переменного тока. Ток дуги менялся от 100 до 120 А. Скорость движения сварочной горелки составляла 350 мм/мин, а расход газа – 15 л/мин.

Исследование микроструктуры показало существенное модифицирующее воздействие на морфологию дендритов α -Al (рисунок 54).

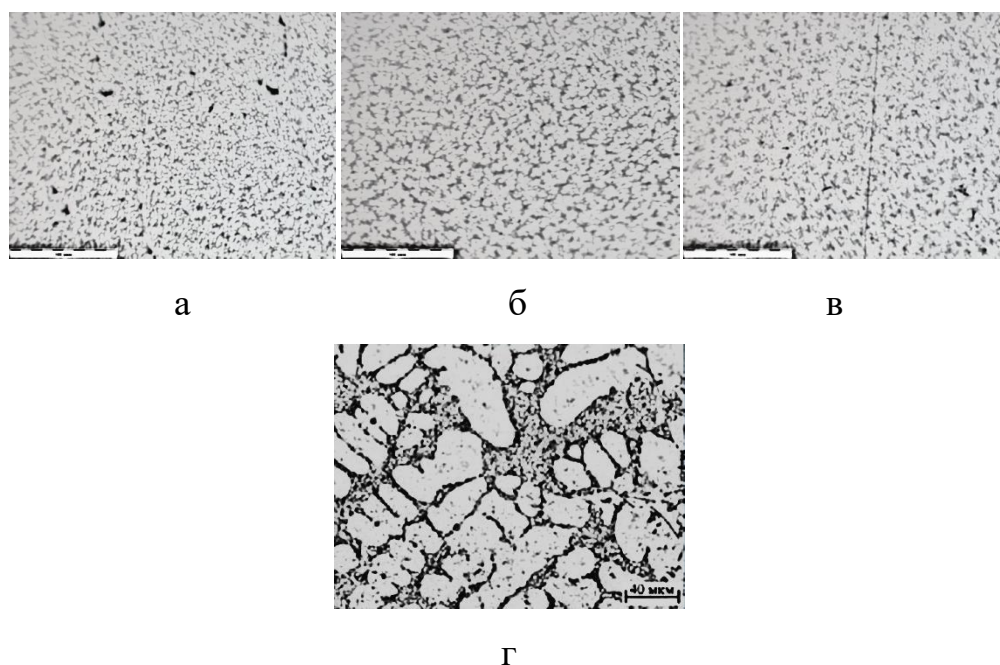


а- в – 100, 110, 120 А, (1 – литая структура; 2 – структура после поверхностного модифицирования)

Рисунок 54 - Влияние тока дуги на микроструктуру литого сплава АК7ч

При этом наблюдается выраженное измельчение и изменение морфологии зерен твердого раствора (α -фазы), а также уменьшение размеров эвтектики (рисунок 55, а-в) по сравнению с исходной литой структурой сплава АК7ч (рисунок 55, г).

Результаты измерения глубины обработки представлены в таблица 19.



а – 100 А; б -110 А; в 120 А; г – структура исходного сплава АК7ч.

Рисунок 55 - Микроструктуры зон электродугового модифицирования сплава АК7ч в зависимости от тока дуги

Таблица 19 - Глубина зоны электродугового модифицирования сплава АК7ч

Ток дуги, А	100	110	120
Глубина модифицирования, мм	1,00-1,32	1,40-1,55	1,63-1,84

Значительное измельчение структуры привело к выраженному росту микротвердости в зоне модифицирования (таблица 20).

Таблица 20 - Средние значения микротвердости зон поверхностного модифицирования сплава АК7ч

Ток дуги, А	100	110	120	Без обработки
Микротвердость, кгс/мм ²	117	126,5	121,5	75

Таким образом, предварительные исследования эффективности поверхностного модифицирования сплава АК7ч электрической дугой показали на возможность применения данной технологии в гибридном процессе «электродуговая наплавка + электродуговое поверхностное модифицирование». При этом процесс модифицирования может быть также реализован и после формирования заготовки наплавкой и механической обработки, поскольку глубина модифицирования может достигать нескольких миллиметров.

На следующем этапе исследовали влияние полярности дуги на электродуговое поверхностное модифицирование выращенных заготовок из сплава СвАК5 с применением ЭДН. Особенности изменения полярности дуги применяют в стандартных процессах сварки в зависимости от химического состава и толщины свариваемого материала для регулирования времени нахождения вольфрамового электрода в качестве катода и анода. Баланс полярности при сварке неплавящимся электродом на переменном токе — это соотношение времени, в течение которого ток находится в прямой (нагрев металла) и обратной (очистка поверхности) полярности [121].

Для проведения исследований использовались заготовки из сплава СВАК5, полученные методом объёмной электродуговой наплавки в режиме Cold Arc при токе дуги 90 А, и скорости подачи проволоки 6,3 м/мин, показавшем наилучшие результаты по совокупности характеристик. Заготовки имели форму стенок высотой 115 мм, шириной 24 мм и толщиной 12 мм.

Электродуговое поверхностное модифицирование выполнялось на промышленном роботизированном комплексе, включающем манипулятор Кука KR 210-2 2000 и источник питания Сварог TIG 200 Р AC/DC. Использовался неплавящийся вольфрамовый электрод диаметром 3 мм. Защитная среда — аргон высокой чистоты с расходом 20 л/мин.

Скорость перемещения горелки составляла 600 мм/мин, сила тока — 80 А. Эти параметры подобраны с учётом необходимости обеспечить стабильное горение дуги и равномерное формирование модифицированного слоя без глубокого проплавления заготовки.

Режимы данного гибридного процесса приведены в таблице 21.

Таблица 21 - Режимы поверхностного модифицирования заготовки из сплава СВАК5

№ заготовки	Баланс полярности*, %	Ток дуги, А	Скорость движения робота, мм/мин	Расход газа, л/мин
1	30	80	600	20
2	50			
3	70			

***30 % прямая (70 % обратная):** максимальная очистка от оксидов для загрязненных поверхностей; меньшее проплавление, более высокий износ электрода. **50 % прямая (50 % обратная):** универсальный режим, обеспечивающий баланс очистки и проплавления, для чистых или умеренно окисленных поверхностей. **70 % прямая (30 % обратная):** глубокое проплавление, минимальный износ электрода, для чистых поверхностей.

Микроструктура исходной проволоки представлена на рисунке 56, WAAM-наплавки без модифицирования - на рисунке 57, тестовых образцов, полученных по гибридной технологии, приведена на рисунке 58.

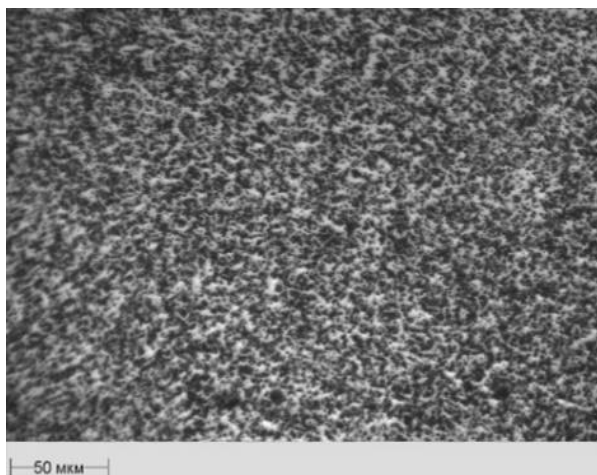
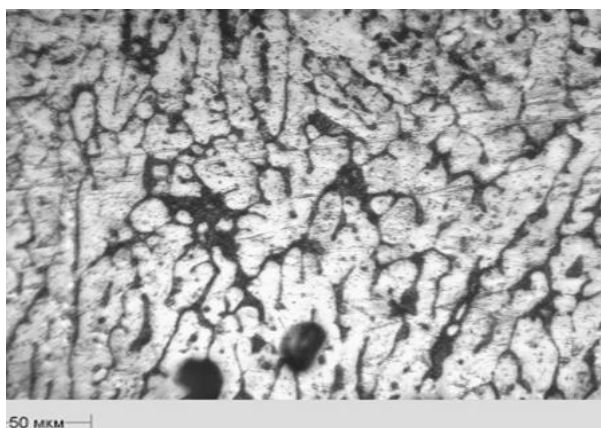
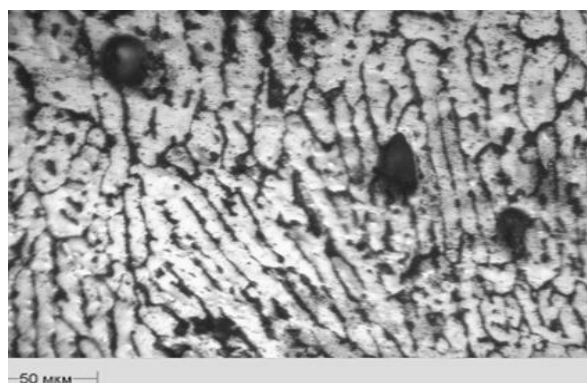


Рисунок 56 – Микроструктура исходной проволоки.



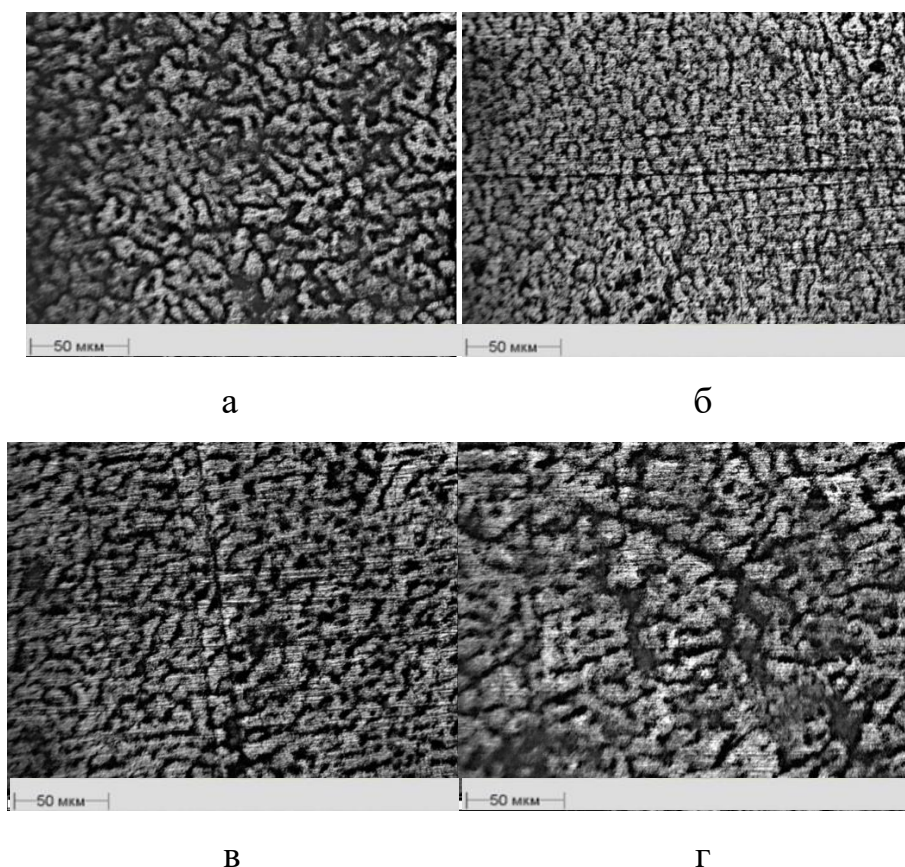
а



б

а – структура верхних слоев наплавки; б – структура нижних слоев наплавки

Рисунок 57 – Микроструктура сплава СвАК5 после наплавки



а – в – верхняя часть зоны наплавки после поверхностного модифицирования; а – при балансе полярности 50%, б – при балансе полярности 30%, в – при балансе полярности 70%, г – нижняя часть зоны наплавки после поверхностного модифицирования.

Рисунок 58 – Микроструктура сплава СвАК5 после поверхностного модифицирования

Анализ микроструктуры зон упрочнения (рисунок 58) свидетельствует о формировании равномерной и стабильной двухфазной структуры, характерной для доэвтектического алюминиевого сплава. В процессе термоповерхностного упрочнения наблюдается значительное измельчение структурных составляющих, что обусловлено ускоренной кристаллизацией и увеличением числа центров зародышеобразования. Дисперсность фаз возрастает, что приводит к равномерному распределению эвтектических областей и дендритов алюминиевой матрицы, ограничивает их рост и способствует повышению однородности структуры.

Дополнительным следствием упрочняющей обработки становится снижение пористости, что подтверждается сравнением зон без обработки и с упрочнением (рисунки 57, 58). В результате изменения условий кристаллизации увеличивается плотность структуры, уменьшается объем междендритных пустот, что повышает общую целостность материала. Уменьшение размеров зерна, сопровождающееся снижением пористости, указывает на интенсификацию процессов рекристаллизации и перераспределение легирующих компонентов в объеме металла [121].

Наибольшие изменения микроструктуры наблюдаются на образце 2 (рисунок 58, б), обработанном при балансе полярности дуги 30%. Это указывает на высокую чувствительность сплава к данному параметру, что приводит к значительному изменению морфологии фазовых включений и уменьшению междендритных промежутков. Структурные изменения наблюдаются также и при балансе полярности 50% и 70%, но в меньшей степени (рисунок 58, а, в). В нижних слоях зон наплавки после поверхностного упрочнения структурные изменения слабо выражены из-за незначительного теплового воздействия на нижние слои (рисунок 58, г).

Микроструктура исходной проволоки (рисунок 56) демонстрирует однородное строение, которое подвергается трансформации в процессе наплавки под влиянием условий теплоотвода. Образцы после наплавки (рисунок 57) имеют выраженную столбчатую структуру, обусловленную градиентом температур в процессе затвердевания. Верхние слои наплавки (рисунок 57, а), характеризуются более укрупненной структурой вследствие снижения скорости охлаждения в нижние прогретые слои. В нижних слоях (рисунок 57, б), где теплоотвод идет в подложку и максимален, формируется более выраженная столбчатая структура. Кроме того, здесь наблюдаются более крупные газовые поры, чем в верхних слоях, поскольку из-за ускоренного теплоотвода выделяющийся газ не успевает подняться вверх.

Одним из критически важных факторов при объёмной электродуговой наплавке алюминиевых сплавов является снижение пористости наплавленных

зон. Наличие газовых дефектов отрицательно сказывается на механических свойствах. Результаты проведенных исследований по гибридной технологии, предусматривающей последующее электродуговое поверхностное модифицирование (ЭДПМ), позволили выявить его влияние на концентрацию пор в наплавленных слоях (рисунок 59).

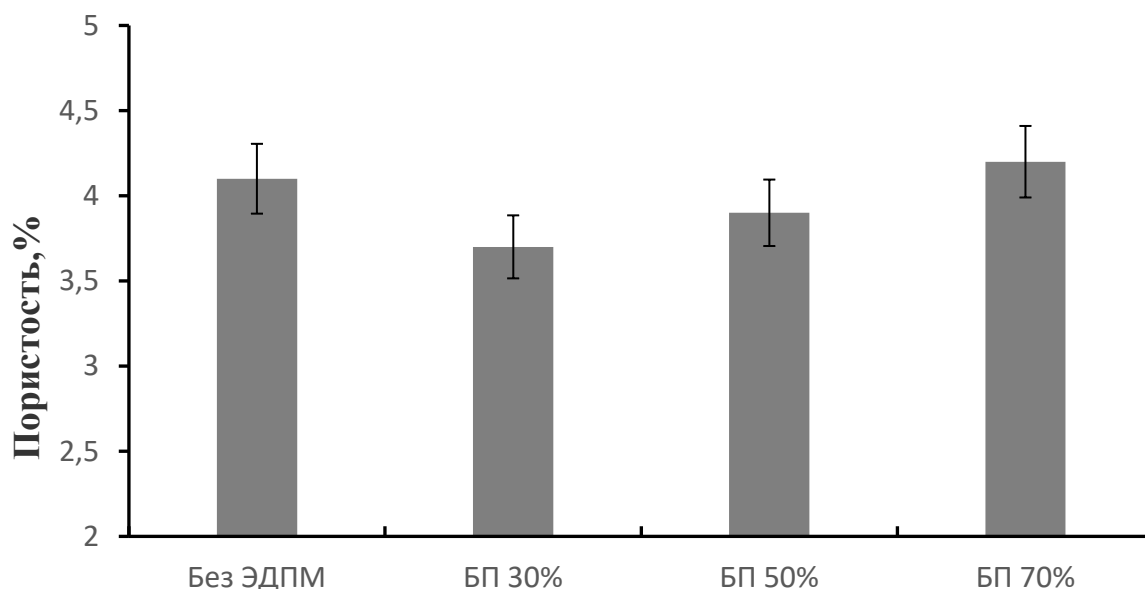


Рисунок 59 - Влияние электродугового поверхностного модифицирования на пористость наплавленных образцов из сплава СвАК5

Анализ данных показывает, что применение ЭДПМ позволяет снизить уровень пористости по сравнению с исходным состоянием (наплавка в импульсном Cold Arc режиме при силе тока 90 А). Наиболее выраженный эффект достигается при балансе полярности 30 %, где среднее значение пористости снижается на ~7 % относительно исходного уровня. При полярности 50 % также фиксируется положительный эффект, однако степень уменьшения дефектности составляет порядка ~3 %. В то же время увеличение баланса полярности до 70 % приводит к росту пористости по сравнению с другими режимами ЭДПМ и даже превышает исходный уровень. Зависимость обусловлена изменением теплового и гидродинамического режима: при высоких значениях БП увеличиваются время жизни жидкой ванны, глубина проплавления, что ухудшает условия дегазации

расплава. С учётом того, что растворимость водорода в алюминии при переходе к твёрдому состоянию резко падает, задержанные в ванне пузырьки фиксируются при кристаллизации, формируя газовые полости. Следовательно, режим БП 30% является предпочтительным с точки зрения подавления порообразования, тогда как БП 70% сопровождается повышенной вероятностью захвата газа и ростом пористости.

Результаты измерения микротвердости (МПа) полученных образцов представлены на рисунке 60.

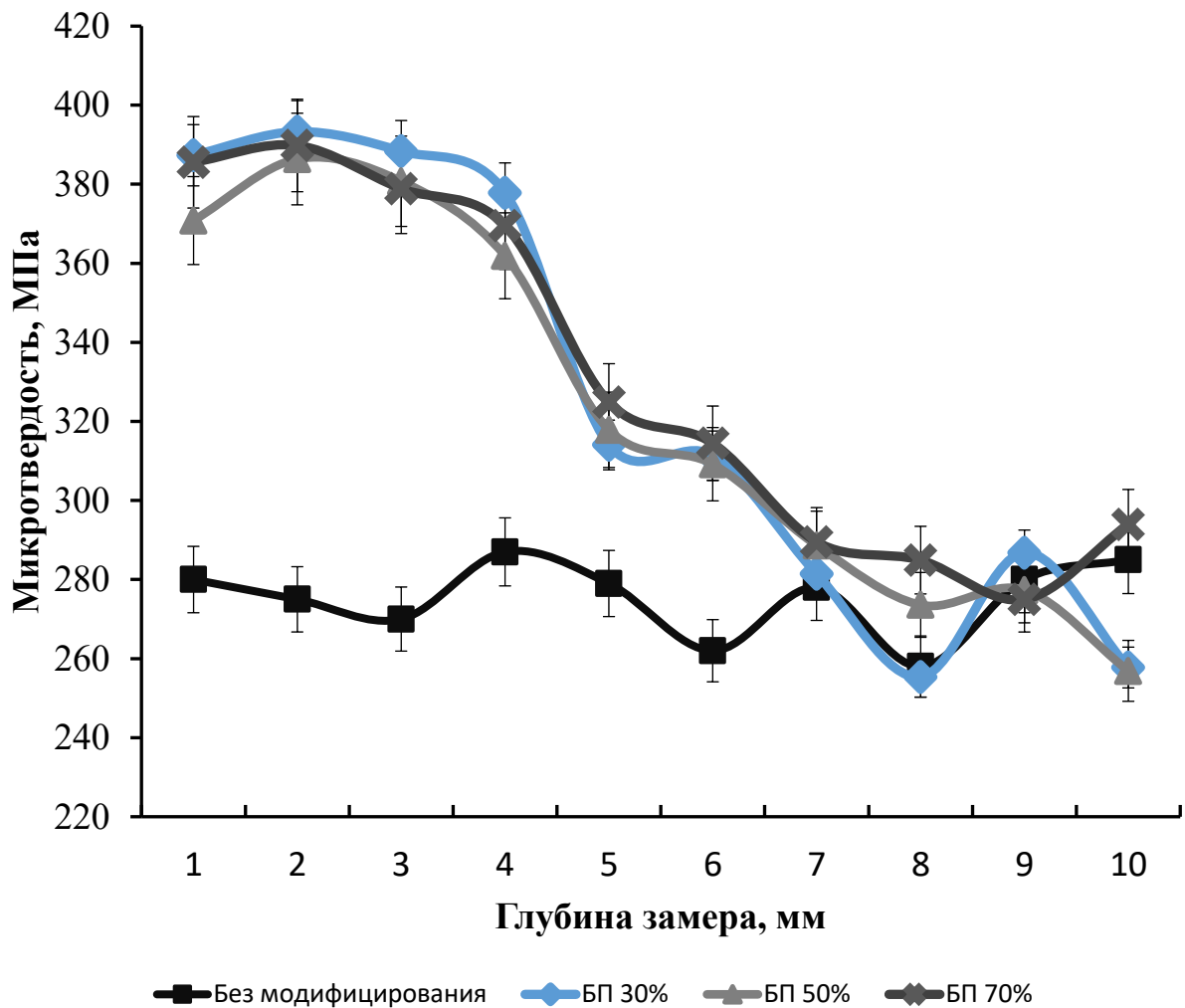


Рисунок 60 – Распределение микротвердости по глубине заготовки

Для оценки глубины обработки измеряли микротвердость с шагом 1 мм. Максимальный эффект от ЭДПМ наблюдается на расстоянии 1-4 мм от

поверхности заготовки: в этих слоях микротвердость, в среднем, выше на 39% (360-390 МПа) по сравнению с микротвердостью необработанной заготовки (270-290 МПа). С удалением от поверхности на глубину 5-6 мм микротвердость снижается до 310-300 МПа, и далее практически сравнивается со значениями в необработанной заготовке. В целом, при ЭДПМ на балансе полярности 30% во всем исследованном интервале глубины значения микротвердости были выше, чем при балансе полярности 50 и 70%. На основании выполненных экспериментов сделан обоснованный вывод о том, что эффективность ЭДПМ сохраняется на глубине 1-7 мм от поверхности обработанной заготовки. Установленный эффект при дополнительных исследованиях позволяет прогнозировать сокращение времени термической обработки выращенных заготовок, а также применение данного метода для селективного поверхностного модифицирования отливок, получаемых традиционными способами литья [121].

На рисунке 61 представлена зависимость среднего размера зёрен фаз α -Al и эвтектики α -Al+Si от условий обработки, глубина замера до 2 мм, отражающая различия в морфологии микроструктуры между зонами модифицирования и необработанным состоянием.

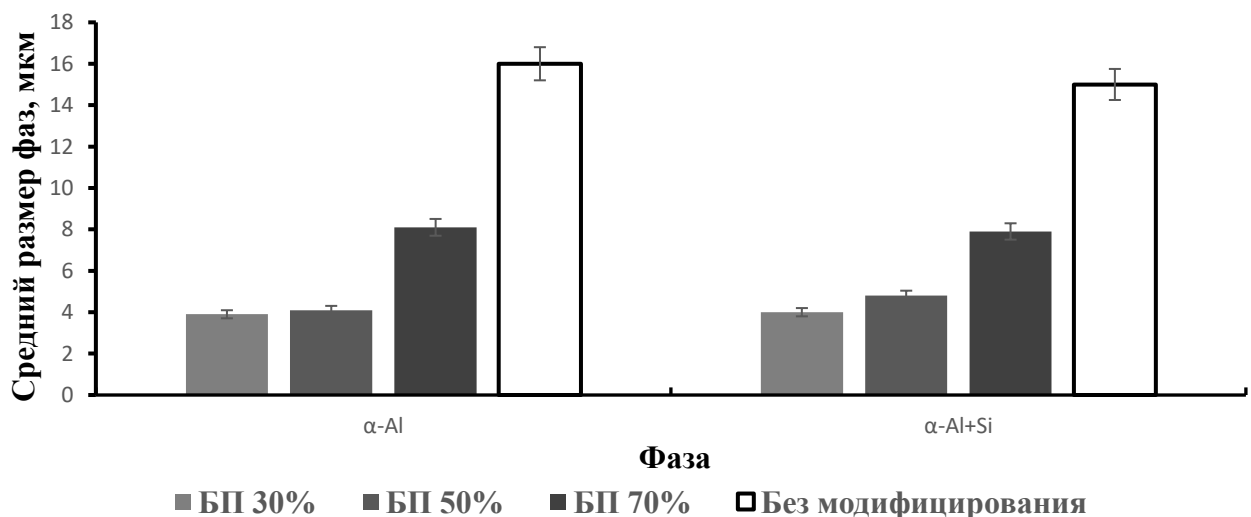


Рисунок 61 – Фазовый анализ сплава СвАК5 в зоне упрочнения и без обработки

Поверхностная термообработка приводит к выраженному измельчению зерна, наиболее значительному в матричной фазе. Величина зерна в зоне упрочнения существенно ниже, чем в необработанном состоянии, что указывает на активное влияние дисперсионного упрочнения и процессов рекристаллизации. В результате обработки границы зерен становятся более стабильными, ограничивая их рост, что приводит к значительному уменьшению их среднего размера.

В эвтектической смеси изменение структуры выражено менее интенсивно, что свидетельствует о меньшей подвижности границ зёрен и большей устойчивости эвтектической фазы к измельчению. Это может быть связано с особенностями распределения кремния в алюминиевой матрице, создающими дополнительные барьеры для коагуляции зёрен. В целом упрочняющая обработка оказывает заметное влияние на микроструктуру, формируя более равномерное и мелкозернистое строение, что потенциально может привести к изменению механических характеристик.

Полученные данные свидетельствуют о том, что изменение параметров термоповерхностного упрочнения позволяет целенаправленно регулировать структуру и свойства материала. Выявленные закономерности формирования микроструктуры могут быть использованы для оптимизации технологических режимов упрочняющей обработки, обеспечивая повышение эксплуатационных свойств материала в зависимости от требований к конечному изделию [121].

Таким образом, экспериментально показана возможность создания эффективной гибридной технологии «электродуговая наплавка – электродуговое поверхностное модифицирование».

4.3 Выводы по главе 4

1. Разработана и апробирована гибридная технологическая схема «электродуговая наплавка (ЭДН) + магнитно-импульсная обработка (МИО) с одновитковым индуктором открытого тороидального типа, интегрированным со

сварочной горелкой. Установлено, что данная конструкция обеспечивает локализованное и интенсивное импульсное магнитное воздействие в зоне подачи проволоки при сохранении стабильности геометрии наплавляемого слоя и отсутствии разбрызгивания металла.

2. Магнитно-импульсная обработка (МИО) оказывает выраженное модифицирующее влияние на микроструктуру сплава СвАК5 при ЭДН, вызывая измельчение структурных составляющих и устранение дефектов несплавления между слоями.

3. Установлены закономерности изменения структуры при варьировании энергии МИО. Максимальное измельчение дендритов α -Al наблюдается при 518 Дж, однако оптимальный модифицирующий эффект по совокупности показателей достигается при 186 Дж. Размер зерна при этом уменьшается на 39 %, а при дальнейшем повышении энергии разряда отмечается частичное укрупнение вследствие перегрева металла.

4. Влияние МИО на пористость носит немонотонный характер. При энергии 186 Дж уровень пористости снижается на ~5 % относительно исходного состояния, тогда как при 332–518 Дж пористость вновь возрастает, достигая значений, сопоставимых с необработанным металлом.

5. По комплексу свойств при реализации схемы «ЭДН+МИО» установлено, что микротвёрдость и относительное удлинение возрастают с ростом энергии до 518 Дж (на 30 % и 22 % соответственно), тогда как предел прочности имеет максимум при 186 Дж. Показано, что ключевым фактором, определяющим снижение прочности при дальнейшем повышении энергии, является рост пористости.

6. Экспериментально подтверждена реализуемость гибридной технологии «ЭДН + электродуговое поверхностное модифицирование (ЭДПМ)». Управление балансом полярности позволяет регулировать глубину проплавления, катодную очистку и тепловложение, формируя упрочнённый поверхностный слой без нарушения целостности основного металла.

7. ЭДПМ приводит к выраженному измельчению и изменению морфологии микроструктуры (α -фазы и эвтектики Al–Si), снижению пористости и росту микротвёрдости верхних слоёв. Зона упрочнения распространяется на глубину до 4 мм, при этом на глубине 5–6 мм микротвёрдость снижается до исходного уровня.

8. Показано влияние полярности тока в режиме TIG/АС. Наиболее значительное снижение пористости (~7 %) достигается при балансе полярности 30 %; при 50 % эффект частично сохраняется (~3 %), а при 70 % наблюдается рост пористости выше исходных значений.

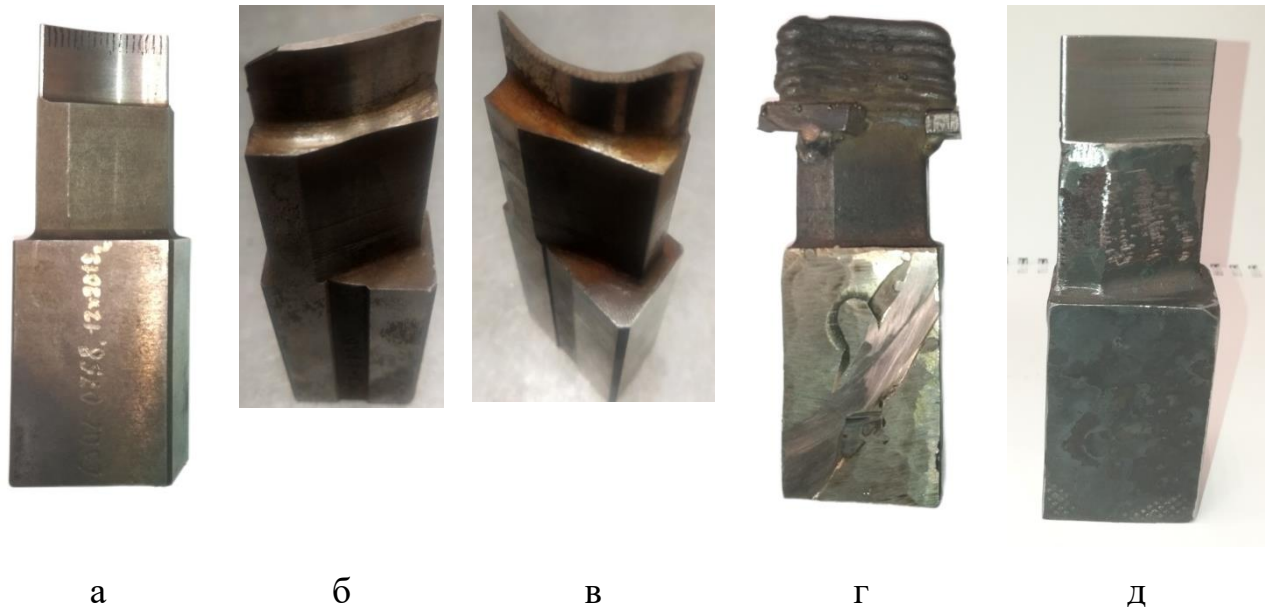
9. Сопоставление результатов для систем «ЭДН+МИО» и «ЭДН+ЭДПМ» показало их взаимодополняющий характер: МИО воздействует на структуру и пористость в процессе кристаллизации, тогда как ЭДПМ улучшает поверхностные слои, повышая микротвёрдость и снижая локальную дефектность.

10. Результаты исследований согласуются с данными по модифицированию силуминов магнитно-импульсными методами и подтверждают возможность практической реализации эффективных гибридных технологий аддитивного производства на основе объёмной электродуговой наплавки. Конструкция индуктора, сопряжённого со сварочной горелкой, защищена патентом РФ на полезную модель № 235516.

5 ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННАЯ АПРОБАЦИЯ РАЗРАБОТАННЫХ ТЕХНИКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ

Для ПАО «ОДК-Кузнецов» выполнили восстановление просечных пуансонов из стали 9ХС (рисунок 62), применяемых для пробивки пазов в бандажном кольце для лопаток турбины ГТД. Предварительно проводился отпуск пуансона при температуре 690 °С в течение 2 ч и дальнейшее охлаждение с печью. После отпуска проводилось полное удаление рабочей зоны поврежденного пуансона. Послойная роботизированная наплавка проводилась на подготовленные пуансоны штампов, а для исключения возможного стекания наплавленного не застывшего металла предварительно к краям наплавляемой рабочей зоны пуансона приваривались пластины из стали 9ХС. Наплавка штампов на работе производилась послойно на прямой полярности в среде аргона при токе дуги 175 А; скорости подачи проволоки 3 м/мин и скорости движения 300 мм/мин. Для исключения чрезмерного растекания и перегрева время выдержки между слоями составляло 3 мин. При этом траектория каждого последующего слоя начиналась в конце предыдущего. Для исключения несплавления с заготовкой первые 2 слоя наплавлялись при токе дуги 175 А со скоростью движения руки робота 250 мм/мин относительно закрепленного на рабочем столе пуансона. Затем наплавка осуществлялась при таком же токе, скорости подачи проволоки 3 м/мин и скорости движения руки робота 300 мм/мин. Расход газа составлял 18 л/мин. Базирование проводилось относительно начала и конца траектории наплавки. Термообработка после наплавки проводилась по режимам заказчика: отжиг – с нагревом до 900⁰С, остыванием до 750⁰С, дальнейшая выдержка – 3 ч; закалка и отпуск – нагрев до 870⁰С, выдержка 3 ч, охлаждение в масле, низкий 2х кратный отпуск – нагрев до 150⁰С, выдержка 3 ч. Измерения показали, что после отжига твердость в зоне наплавки составляет 34-36 HRC, а после закалки и отпуска 60 HRC. Перед механической обработкой наплавленной зоны осуществляли нагрев пуансонов до 800±10 °С с последующей выдержкой в течение 40 мин. Механическая обработка наплавленной части до требуемой геометрии проводилась в условиях Заказчика. Внешний осмотр рабочей поверхности

пуансонов после механической обработки не выявил наличие несплавлений слоев, пористости и других дефектов. Аналогичные результаты были получены и при металлографическом анализе [126,127].



а – целый рабочий пуансон; б, в – пуансоны с дефектами «глубокий скол» (б) и «ударно-абразивный износ» (в); г – после восстановительной наплавки; д – после механической обработки

Рисунок 62 - Просечные пуансоны из стали 9ХС

Партия восстановленных пуансонов в количестве 10 шт. была признана годной и допущена для дальнейшей эксплуатации.

В рамках работы проводились эксперименты по выращиванию заготовок сложной формы, на основе параметров, которые были определены как оптимальные в предыдущих главах. В качестве исходного материала использовалась алюминиевая проволока марки СвАК5, подложкой служила пластина из сплава АМг6.

Изготовление заготовки выполнялось методом объёмной электродуговой наплавки в режиме Cold Arc 90А, обеспечивающем стабильное горение дуги и минимизацию дефектов. Наплавка осуществлялась на роботизированном комплексе, включающем промышленный манипулятор и источник питания EWM

Titan 350 XQ puls D, работающий в импульсном режиме. Движение инструмента контролировалось с помощью САМ-системы, что позволило точно воспроизвести траекторию наплавки с учётом сложной геометрии детали.

Формирование модели детали «Кронштейн» осуществлялось в несколько последовательных этапов, включающих разработку цифровой CAD-модели, подготовку управляющей программы для аддитивного комплекса и последующую реализацию процесса наплавки.

На первом этапе была создана 3D-модель кронштейна в системе автоматизированного проектирования (CAD) Компас 3D v20. Модель учитывала реальные эксплуатационные размеры детали и включала элементы сложной пространственной геометрии. Для дальнейшей адаптации под технологию ЭДН модель была трансформирована в формат STL и импортирована в систему подготовки управляющих программ.

На втором этапе проводилась разработка траектории наплавки. С помощью САМ-системы SprutCam Robot 16, выполнялась резка модели на слои и генерация оптимальных траекторий перемещения горелки. При этом учитывались особенности технологии: постоянная скорость движения 620 мм/мин, толщина одного наплавленного слоя 1,5 мм. Дополнительно задавался режим наплавки импульсный Cold Arc, параметры силы тока 90А, подачи присадочной проволоки СВАК5 (скорость 6,3 м/мин) и расход защитного газа (15 л/мин аргона).

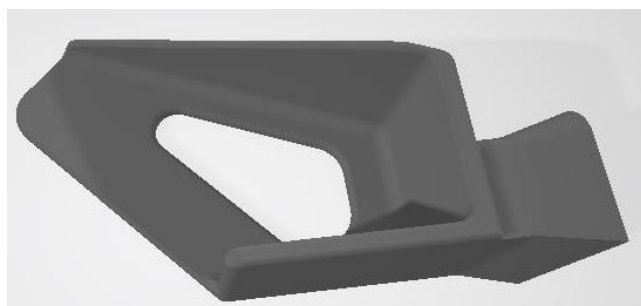
На третьем этапе сформированная модель была интегрирована в роботизированный комплекс, включающий промышленного робота-манипулятора и источник питания EWM Titan XQ puls D. На основе подготовленной управляющей программы обеспечивалось точное позиционирование сварочной горелки по расчётной траектории и послойное формирование заготовки.

Процесс формирования модели кронштейна включал полный цикл: от CAD-проектирования до реализации на роботизированном комплексе с применением гибридных технологий. Такой подход позволил успешно воспроизвести заготовку сложной геометрии, подтвердив возможность промышленного использования

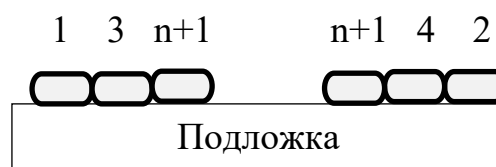
ЭДН для изготовления алюминиевых деталей ответственного назначения. Общая продолжительность процесса составила порядка шести часов.

Готовая заготовка имела ровную поверхность без выраженных дефектов наплавки, геометрия соответствовала цифровой модели, заложенной в программу. На рисунке 63 представлена изготовленная заготовка кронштейна после завершения наплавки.

Размеры цифровой CAD-модели составляли $136 \times 100 \times 23,5$ мм, что соответствует исходным проектным данным. Фактические размеры заготовки после наплавки составили $137,5 \times 102 \times 25$ мм. Таким образом, наблюдается небольшое увеличение линейных размеров: по длине – около 1,5 мм, по ширине – 2 мм, по толщине – 1,5 мм.



а



б



в

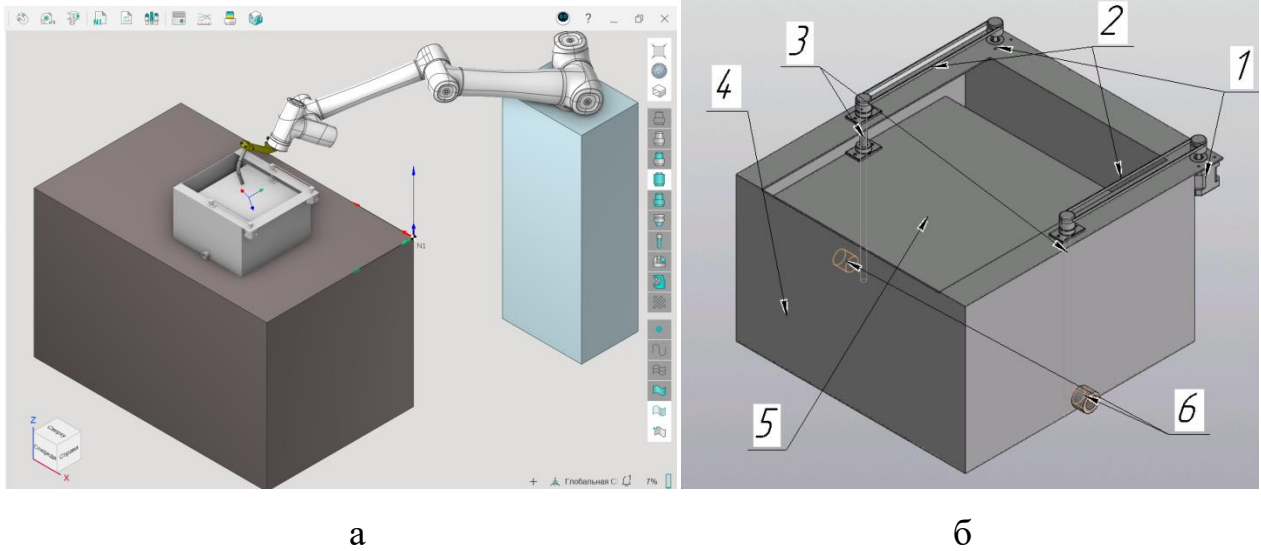
а – математическая модель; б – стратегия печати; в - заготовка

Рисунок 63 - Получение заготовки «Кронштейн» из сплава СВАК5 способом ЭДН

Разработана принципиальная схема принудительного охлаждения наплавляемых заготовок, основанная на опускании стола с расположенным на нем субстратом в хладаген с синхронизацией движения со скоростью роботизированной наплавки (рисунок 64, а). Ключевой функцией является полное автоматическое погружение горячей детали в ванну, где обеспечивается непрерывная циркуляция охлаждающей воды для эффективного и равномерного отвода тепла. Принципиальная схема спроектированного устройства наглядно представлена на эскизе, изображённом на рисунке 64.

Алгоритм работы установки заключается в следующей последовательности действий. После получения соответствующего сигнала от центральной управляющей платы шаговые двигатели (1) активируются и начинают синхронное вращение. Такое согласованное движение необходимо для обеспечения плавности хода и предотвращения перекосов конструкции. Двигатели передают крутящий момент на ременные передачи (2), которые, в свою очередь, заставляют вращаться червячные валы (3). Этот механизм обеспечивает контролируемое и плавное перемещение основной платформы (5) в вертикальной плоскости, опуская её вместе с закреплённой деталью вниз.

Параллельно с процессом опускания платформы основная рабочая ванна (4) заполняется охлаждающей жидкостью через специальное впускное/выпускное отверстие (6). Для поддержания постоянной температуры жидкости и, как следствие, высокой эффективности охлаждения в системе организована её постоянная циркуляция. Эта циркуляция достигается за счёт системы управляемой подачи холодной жидкости и одновременного слива уже нагретой, что гарантирует стабильные условия теплообмена на протяжении всего цикла.



а – интерфейс программы SprutCam Robot 16; б - Модель системы
автоматического охлаждения детали

Рисунок 64 - Модель комплекса роботизированной ЭДН с принудительным
охлаждением наплавляемых слоев

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Исследовано влияние параметров электродуговой наплавки на геометрию, структуру и свойства заготовок из сталей марок 09Г2С и 06Х19Н9Т. Установлено, что жидкотекучесть и объемная усадка сталей марок 09Г2С и 06Х19Н9Т, обусловленные их химическим составом, влияют на геометрическую точность заготовок по отношению к электронно-геометрической модели: увеличение размеров при использовании стали 09Г2С с повышенной жидкотекучестью; уменьшение размеров при использовании стали 06Х19Н9Т с повышенной объемной усадкой.

2. Исследовано влияние режимов и параметров наплавки на структуру и физико-механические свойства заготовок из сплавов СвАМг5 и СвАК5. Установлено, что укрупнение дендритов и увеличение пористости в заготовках из сплавов СвАМг5 и СвАК5 происходит в последовательности импульсный режим Cold Arc (ИР-СА)→импульсный режим (ИР)→непрерывный режим (НР), что связано с увеличением тепловложения и, как следствие, увеличением объема, величины перегрева, времени существования жидкой фазы и скорости охлаждения при затвердевании. Определены оптимальные параметры ЭДН.

3. Показано, что ростом температуры в интервале 20÷400 °С КЛТР выращенных заготовок из сплава СвАК5 возрастает, что соответствует известной закономерности для теплового расширения доэвтектических сплавов Al-Si. Подтверждено влияние структурного фактора на характер изменения КТЛР: с увеличением размеров структурных составляющих сплава КТЛР возрастает.

4. Выполнена оценка эффективности магнитно-импульсной обработки (МИО) и электродугового поверхностного модифицирования (ЭДПМ) на структуру и свойства заготовок из сплава СвАК5. Установлено, что жидкофазное (МИО) и твердофазное (ЭДПМ) воздействия оказывают устойчивое модифицирующее влияние на структуру и свойства сплава СвАК5. Доказана потенциальная возможность создания гибридных технологий, основанных на электрофизических способах. Определены оптимальные параметры при «ЭДН-

МИО» и «ЭДН-ЭДПМ». Получен патент на конструкцию индуктора, совмещенного с газовой горелкой для реализации процесса «ЭДН-МИО» (Приложение А).

5. Результаты исследований подтверждены опытно-промышленной апробацией. Выполнено восстановление просечных пуансонов из стали 9ХС: партия восстановленных пуансонов в количестве 10 шт. была признана годной и допущена для дальнейшей эксплуатации. Показана принципиальная возможность получения заготовок из сплава СвАК5 по технологии ЭДН. Разработана модель комплекса роботизированной ЭДН с принудительным охлаждением наплавляемых слоев (Приложение Б).

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Geng, H. Geometric Limitation and Tensile Properties of Wire and Arc Additive Manufacturing 5A06 Aluminum Alloy Parts / H.Geng, J.Li, J.Xiong, X.Lin, F.Zhang // *A Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2017. – Vol. 26, No. 2. – P. 621-629. – DOI: 10.1007/s11665-016-2480-y.
2. Huang, S. Additive manufacturing and its societal impact: a literature review / S. Huang, P. Liu, A. Mokasdar, L. Hou // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2013. – Vol. 67, No. 5–6. – P. 1191–1203.
3. Зыкова А. Микроструктурная и фазовая эволюция Ti6Al4V при электронно-лучевой наплавке и при закалке и нормализации в подкатодной области / А. Зыкова, А. Панфилов, А. Воронцов, В. Шмаков, Н. Савченко, Д. Гурианов, А. Гусаренко, В. Утяганова, В. Красновейкин, С. Тарасов // *Materials Science and Engineering: A*. – 2024. – Т. 898. – Ст. 146384. – DOI: 10.1016/j.msea.2024.146384.
4. Ford, S. L. N. Additive Manufacturing Technology: Potential Implications for U.S. Manufacturing Competitiveness / S. L. N. Ford // *Journal of International Commerce and Economics*. – 2014. – URL: https://www.usitc.gov/journals/vol_vi_article4_additive_manufacturing_technology.pdf (дата обращения: 20.12.2022).
5. Gebhardt, A. Additive Manufacturing: 3D Printing for Prototyping and Manufacturing / A. Gebhardt, J.-S. Höttner. – Munich: Carl Hanser Verlag GmbH & Co., 2016. – 611 p.
6. Liu, P. The impact of additive manufacturing in the aircraft spare parts supply chain: supply chain operation reference (SCOR) model based analysis / P. Liu, S. Huang, A. Mokasdar, L. Hou // *Production Planning and Control*. – 2014. – Vol. 25, No. 13–14. – P. 1169–1181.
7. Gebhardt, A. Rapid Prototyping / A. Gebhardt. – Munich: Carl Hanser Verlag GmbH & Co., 2003. – 379 p.

8. Kruth, J.-P. Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting / J.-P. Kruth, P. Mercelis, J. Van Vaerenbergh, T. Craeghs, L. Froyen // *Rapid Prototyping Journal*. – 2005. – Vol. 11, No. 1. – P. 26–36.
9. Zhukov, V. V. Additive manufacturing of metal products (review) / V. V. Zhukov, G. M. Grigorenko, V. A. Shapovalov // *The Paton Welding Journal*. – 2016. – No. 5–6. – P. 137–142.
10. Herzog, D. Additive manufacturing of metals / D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, C. Emmelmann // *Acta Materialia*. – 2016. – Vol. 117. – P. 371–392.
11. DebRoy, T. Additive manufacturing of metallic components: Process, structure and properties / T. DebRoy, H. L. Wei, J. S. Zuback, T. Mukherjee, J. W. Elmer, J. O. Milewski, A. M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang // *Progress in Materials Science*. – 2018. – Vol. 92. – P. 112–224.
12. Knezović, N. Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM) — a new advance in manufacturing / N. Knezović, A. Topić // In: Karabegović I. (ed.) *New Technologies, Development and Application*. – Cham: Springer, 2018. – Vol. 42. – P. 65–71.
13. Williams, S. W. Wire + Arc Additive Manufacturing / S. W. Williams, F. Martina, A. C. Addison, J. Ding, G. Pardal, P. Colegrove // *Materials Science and Technology*. – 2016. – Vol. 32, No. 7. – P. 641–647.
14. Ding, D. Fabricating superior NiAl bronze components through wire arc additive manufacturing / D. Ding, Z. Pan, S. van Duin, H. Li, C. Shen // *Materials*. – 2016. – Vol. 9, No. 652. – P. 1–12.
15. Nagamatsu, H. Development of a cooperative system for wire and arc additive manufacturing and machining / H. Nagamatsu, H. Sasahara, Y. Mitsutake, T. Hamamoto // *Additive Manufacturing*. – 2020. – Vol. 31. – Article 100896.
16. Chen, X. Cold Metal Transfer (CMT) based Wire and Arc Additive Manufacture (WAAM) System / X. Chen, C. Su, Y. Wang, H. Wu, P. Liang, H. Huang, J. Li // *Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. – 2018. – Vol. 12, No. 6. – P. 1278–1284.

17. Wang, X. Numerical simulation of arc plasma and weld pool in double electrodes tungsten inert gas welding / X. Wang, D. Fan, J. Huang, Y. Huang // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2015. – Vol. 85. – P. 924–934.
18. Ding, D. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests / D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, H. Li // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2015. – Vol. 81, No. 1–4. – P. 465–481.
19. Ding, D. Process planning strategy for wire and arc additive manufacturing / D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, H. Li // In: *Robotic Welding, Intelligence and Automation*. – 2015. – Vol. 88. – P. 437–450.
20. Suryakumar, S. Weld bead modeling and process optimization in Hybrid Layered Manufacturing / S. Suryakumar, K. P. Karunakaran, A. Bernard, U. Chandrasekhar, N. Raghavender, D. Sharma // *Computer-Aided Design*. – 2011. – Vol. 43, No. 4. – P. 331–344.
21. Cunningham, C. R. Invited review article: Strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing / C. R. Cunningham, J. M. Flynn, A. Shokrani, V. Dhokia, S. T. Newman // *Additive Manufacturing*. – 2018. – Vol. 22. – P. 672–686.
22. Brandl, E. Additive manufactured Ti-6Al-4V using welding wire: comparison of laser and arc beam deposition and evaluation with respect to aerospace material specifications / E. Brandl, B. Baufeld, C. Leyens, R. Gault // *Physics Procedia*. – 2010. – Vol. 5. – P. 595–606.
23. Wu, B. A review of the wire arc additive manufacturing of metals: properties, defects and quality improvement / B. Wu, Z. Pan, D. Ding, D. Cuiuri, H. Li, J. Xu, J. Norrish // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2018. – Vol. 35. – P. 127–139.
24. Martina, F. Investigation of the benefits of plasma deposition for the additive layer manufacture of Ti-6Al-4V / F. Martina, J. Mehnert, S. W. Williams, P. Colegrove, F. Wang // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2012. – Vol. 212, No. 6. – P. 1377–1386.

25. Wang, F. Microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured Ti-6Al-4V / F. Wang, S. Williams, P. Colegrove, A. A. Antonysamy // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2013. – Vol. 44, No. 2. – P. 968–977.
26. Brandl, E. Morphology, microstructure, and hardness of titanium (Ti-6Al-4V) blocks deposited by wire-feed additive layer manufacturing (ALM) / E. Brandl, A. Schoberth, C. Leyens // *Materials Science and Engineering A*. – 2012. – Vol. 532. – P. 295–307.
27. Baufeld, B. Additive manufacturing of Ti-6Al-4V components by shaped metal deposition: Microstructure and mechanical properties / B. Baufeld, O. Van der Biest, R. Gault // *Materials & Design*. – 2010. – Vol. 31, Supplement 1. – P. S106–S111.
28. Wu, Q. Obtaining fine microstructure and unsupported overhangs by low heat input pulse arc additive manufacturing / Q. Wu, Z. Ma, G. Chen, C. Liu, D. Ma, S. Ma // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2017. – Vol. 27. – P. 198–206.
29. Zhang, Y. Weld deposition-based rapid prototyping: a preliminary study / Y. Zhang, Y. Chen, P. Li, A. T. Male // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2003. – Vol. 135, No. 2–3. – P. 347–357.
30. Deuis, R. L. Metal-matrix composite coatings by PTA surfacing / R. L. Deuis, J. M. Yellup, C. Subramanian // *Composites Science and Technology*. – 1998. – Vol. 58, No. 2. – P. 299–309.
31. Jhavar, S. Development of micro-plasma transferred arc (μ -PTA) wire deposition process for additive layer manufacturing applications / S. Jhavar, N. K. Jain, C. P. Paul // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2014. – Vol. 214, No. 5. – P. 1102–1110.
32. Yong, L. The low power laser-MIG hybrid welding under the specular reflection of laser / L. Yong, W. Zhengying, L. Feng, L. Pei // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2012. – Vol. 61, No. 5–8. – P. 563–570.
33. Xu, X. Research on microstructures and properties of Ti-6Al-4V alloy additive manufactured with different heat treatments / X. Xu, G. Mi, L. Chen, L. Xiong, P. Jiang, X. Shao, C. Wang // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2017. – Vol. 726. – P. 910–922.

34. Frazier, W. E. Metal additive manufacturing: a review / W. E. Frazier // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2014. – Vol. 23, No. 6. – P. 1917–1934.
35. Cong, B. Effect of arc mode in cold metal transfer process on porosity of additively manufactured Al-6.3%Cu alloy / B. Cong, J. Ding, S. Williams // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2015. – Vol. 76, No. 9–12. – P. 1593–1606
36. Xiong, J. Fabrication of inclined thin-walled parts in multi-layer single-pass GMAW-based additive manufacturing with flat position deposition / J. Xiong, Y. Lei, H. Chen, G. Zhang // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2017. – Vol. 240. – P. 397–403.
37. Pan, Z. Arc welding processes for additive manufacturing: a review / Z. Pan, D. Ding, B. Wu, D. Cuiuri, H. Li, J. Norrish // *Transactions on Intelligent Welding Manufacturing*. – 2018. – Vol. 3. – P. 3–24.
38. Ding, D. Automatic multi-direction slicing algorithms for wire based additive manufacturing / D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, H. Li, N. Larkin, S. van Duin // *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*. – 2016. – Vol. 37. – P. 139–150.
39. Clark, D. Shaped metal deposition of a nickel alloy for aero engine applications / D. Clark, M. R. Bache, M. T. Whittaker // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2008. – Vol. 203, No. 1–3. – P. 439–448.
40. Панченко, О. В. Макроструктура и механические свойства Al–Si, Al–Mg–Si, Al–Mg–Mn-сплавов, полученных электродуговым аддитивным выращиванием / О. В. Панченко, Л. А. Жабрев, Д. В. Курушкин, А. А. Попович // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2018. – № 11. – С. 63–68.
41. Korzhyk, V. N. The study of the technological characteristics of hybrid plasma arc welding of aluminum alloys / V. N. Korzhyk, V. Yu. Khaskin, A. A. Grinyuk, et al. // *Sciences of Europe*. – 2016. – No. 6. – P. 45–51.
42. Peleshenko, S. Analysis of the current state of additive welding technologies for manufacturing volume metallic products (review) / S. Peleshenko, V. Korzhyk, O. Voitenko, et al. // *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. – 2017. – Vol. 87, No. 3/1. – P. 42–52.

43. Konovalov, S. V. Formation features of structure-phase states of Cr–Nb–C–V containing coatings on martensitic steel / S. V. Konovalov, V. E. Kormyshev, V. E. Gromov, et al. // *Journal of Surface Investigation*. – 2016. – Vol. 10, No. 5. – P. 1119–1124.
44. Michel, F. A modular path planning solution for Wire + Arc Additive Manufacturing / F. Michel, H. Lockett, J. Ding, et al. // *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*. – 2019. – Vol. 60. – P. 1–11.
45. Гринюк, А. А. Гибридные технологии сварки алюминиевых сплавов на основе дуги с плавящимся электродом и сжатой дуги / А. А. Гринюк // *Автоматическая сварка*. – 2016. – № 5–6. – С. 107–113.
46. Щицын, Ю. Д. Разработка технологии послойного выращивания заготовки из высоколегированной стали методом плазменной наплавки / Ю. Д. Щицын // *Металлург*. – 2017. – № 5. – С. 73–77.
47. Bellamkonda, P. N. Cold metal transfer technology — A review of recent research developments / P. N. Bellamkonda, M. Dwivedy, R. Addanki // *Results in Engineering*. – 2024. – Vol. 23. – S. 102423. – DOI: 10.1016/j.rineng.2024.102423.
48. Chen, X. Cold Metal Transfer (CMT)-Based Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM) / X. Chen, J. Su // *Additive Manufacturing*. – 2019. – Vol. 27. – P. 32–44.
49. Bhardwaj, S. Progressive Developments in Cold Metal Transfer: A Review of Latest Innovations / S. Bhardwaj, R. Singh // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2020. – Vol. 42. – P. 131–148.
50. Cao, R. Feasibility of Cold Metal Transfer Welding for Dissimilar Materials Joining: Experimental and Theoretical Approach / R. Cao, L. Jy // *Materials Science and Engineering A*. – 2019. – Vol. 742. – P. 723–733.
51. Azar, A. S. A heat source model for cold metal transfer (CMT) welding: Analysis and application / A. S. Azar // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2018. – Vol. 266. – P. 587–593.

52. Selvi, S. Cold Metal Transfer (CMT) Technology – An Overview / S. Selvi, A. Vishvakshenan, E. Rajasekar // *Defence Technology*. – 2018. – Vol. 14, No. 1. – P. 28–44. – DOI: 10.1016/j.dt.2017.08.002.
53. Samraj, S. B. Cold metal transfer (CMT) technology – A review / S. B. Samraj, R. Ranjith // *International Journal of Pure and Applied Mathematics*. – 2018. – Vol. 119, No. 12. – P. 2185–2196. – ISSN 1314-3395.
54. Степанова, Е. Ю. Аддитивные технологии в авиакосмическом и энергетическом машиностроении / Е. Ю. Степанова, М. А. Бурнашов, Ю. С. Степанов // *Энерго- и ресурсосбережение – XXI век: матер. XV междунар. науч.-практ. интернет-конф. (Орёл, 15 марта – 30 июня 2017 г.)*. – Орёл: ОГУ им. И. С. Тургенева, 2017. – С. 137–142.
55. Martina, F. Microstructure of interpass rolled wire + arc additive manufacturing Ti-6Al-4V components / F. Martina, P. A. Colegrove, S. W. Williams, J. Meyer // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2015. – Vol. 46, No. 12. – P. 6103–6118.
56. Baker, R. Method of making decorative articles: US patent no. 1 533 300. – 1925.
57. Cotteleer, M. 3D opportunity – additive manufacturing paths to performance, innovation, and growth / M. Cotteleer // *Deloitte Review*. – 2014. – Vol. 14.
58. Brice, C. Precipitation behavior of aluminum alloy 2139 fabricated using additive manufacturing / C. Brice, R. Shenoy, M. Kral, K. Buchannan // *Materials Science and Engineering A*. – 2015. – Vol. 648. – P. 9–14.
59. Edwards, P. Electron beam additive manufacturing of titanium components: properties and performance / P. Edwards, A. O’Conner, M. Ramulu // *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. – 2013. – Vol. 135. – Article 061016.
60. Köhler, M. Wire and arc additive manufacturing of aluminum components / M. Köhler, S. Fiebig, J. Hensel, K. Dilger // *Metals*. – 2019. – Vol. 9. – P. 1–9.
61. Gu, J. The effect of inter-layer cold working and post-deposition heat treatment on porosity in additively manufactured aluminum alloys / J. Gu, J. Ding, S. W. Williams, et al. // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2016. – Vol. 230. – P. 26–34.

62. Çam, G. Prospects of producing aluminum parts by wire arc additive manufacturing (WAAM) / G. Çam // *Materials Today: Proceedings*. – 2022. – Vol. 62. – P. 77–85.
63. Kurz, T. Cold Metal Transfer (CMT) between aluminum and iron-based materials / T. Kurz, R. Stano, M. Kurz, S. Ucsnik, H. Staufer // *Welding in the World*. – 2020. – Vol. 64, No. 6. – P. 981–989.
64. Geng, P. Simulation of transient temperature field and microstructure transformation during wire and arc additive manufacturing for 2219 aluminum alloy / P. Geng, G. Qin, J. Zhou, Z. Zou // *Materials Science and Engineering A*. – 2020. – Vol. 770. – P. 138534.
65. Зыкова, А. Влияние режима «ColdArc» WAAM и колебаний сварочной горелки на микроструктуру и свойства сплава Ti-6Al-4V в исходном состоянии и после закалки в субтранс-критическом диапазоне / А. Зыкова, Н. Савченко, А. Николаева, А. Панфилов, А. Воронцов, В. Семенчук, Д. Гурьянов, Е. Колубаев, С. Тарасов // *Materials*. – 2024. – Т. 17, № 10. – Ст. 2325. – DOI: 10.3390/ma17102325.
66. Gu, J. Wire + arc additive manufacturing of aluminium / J. Gu, B. Cong, J. Ding, S. W. Williams, Y. Zhai // *Proceedings of the 25th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium*. – 2014. – P. 451–458.
67. Zhang, C. Wire arc additive manufacturing of Al-6Mg alloy using variable polarity cold metal transfer arc as power source / C. Zhang, Y. Li, M. Gao, X. Zeng // *Materials Science and Engineering A*. – 2018. – Vol. 711. – P. 415–423.
68. Xiong, Y. Multidirectional tool path planning for wire and arc additive manufacturing with refined bead modeling / Y. Xiong, H. Wang, J. Li // *Additive Manufacturing*. – 2021. – Vol. 38. – P. 101817.
69. Xiong, J. Influences of process parameters on surface roughness of multi-layer single-pass thin-walled parts in GMAW-based additive manufacturing / J. Xiong, Y. Li, R. Li, Z. Yin // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2018. – Vol. 252. – P. 128–136.

70. Panchagnula, J. S. Manufacture of complex thin-walled metallic objects using weld-deposition based additive manufacturing / J. S. Panchagnula, S. Simhambhatla // *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*. – 2018. – Vol. 49. – P. 194–203.
71. Fang, R. Influence of wire feed speed on microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured Ti-6Al-4V / R. Fang, F. Lu, R. Liu, Y. Zhang // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2017. – Vol. 29. – P. 129–137.
72. Zhang, Y. Microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V fabricated by wire and arc additive manufacturing / Y. Zhang, P. Wu, D. Zou, J. Zhong, D. Zhang, J. Ye // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2019. – Vol. 269. – P. 32–40.
73. Collins, P. C. Microstructural control of additively manufactured metallic materials / P. C. Collins, D. A. Brice, P. Samimi, I. Ghamarian, H. L. Fraser // *Annual Review of Materials Research*. – 2016. – Vol. 46. – P. 63–91.
74. Kempen, K. Processing AlSi10Mg by selective laser melting: parameter optimisation and material characterisation / K. Kempen, L. Thijs, J. Van Humbeeck, J. P. Kruth // *Materials Science and Technology*. – 2015. – Vol. 31, No. 8. – P. 917–923.
75. Wang, J. Effects of direct current gas tungsten arc welding parameters on microstructural characterization of A356 aluminum alloy / J. Wang, S. Pan, J. Li, Q. Li, T. Wu, J. Dong // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2017. – Vol. 26, No. 11. – P. 5354–5361.
76. Wilson-Heid, A. E. Quantitative relationship between anisotropic strain to failure and grain morphology in additively manufactured Ti-6Al-4V / A. E. Wilson-Heid, Z. Wang, B. McCornac, A. M. Beese // *Materials Science and Engineering A*. – 2017. – Vol. 706. – P. 287–294.
77. Zhu, Z. A review of hybrid manufacturing processes – state of the art and future perspectives / Z. Zhu, V. G. Dhokia, A. Nassehi, S. T. Newman // *International Journal of Computer Integrated Manufacturing*. – 2013. – Vol. 26, No. 7. – P. 596–615.
78. Ding, D. A tool-path generation strategy for wire and arc additive manufacturing / D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, H. Li // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2014. – Vol. 73, No. 1–4. – P. 173–183.

79. Silwal, B. Effect of vibration and hot-wire gas tungsten arc (GTA) on the geometric shape / B. Silwal, M. Santangelo // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2018. – Vol. 251. – P. 138–145.
80. Guo, J. Wire arc additive manufacturing of AZ31 magnesium alloy: Grain refinement by adjusting pulse frequency / J. Guo, Y. Zhou, C. Liu, Q. Wu, X. Chen, J. Lu // *Materials*. – 2016. – Vol. 9, No. 10. – P. 823.
81. Lin, Y. Additive manufacturing of aluminium based parts using direct metal deposition / Y. Lin, J. Ding, S. W. Williams // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2016. – Vol. 231. – P. 308–316.
82. Zuback, J. S. Additive manufacturing of functionally graded transition joints between ferritic and austenitic alloys / J. S. Zuback, T. A. Palmer, T. DebRoy // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2019. – Vol. 770. – P. 995–1003.
83. Wu, B. The anisotropic corrosion behaviour of wire arc additive manufactured Ti-6Al-4V alloy in 3.5% NaCl solution / B. Wu, Z. Pan, S. Li, D. Cuiuri, D. Ding, H. Li // *Corrosion Science*. – 2018. – Vol. 137. – P. 176–183.
84. Ding, D. A multi-bead overlapping model for robotic wire and arc additive manufacturing (WAAM) / D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, H. Li // *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*. – 2015. – Vol. 31. – P. 101–110.
85. Ding, D. Towards an automated robotic arc-welding-based additive manufacturing system from CAD to finished part / D. Ding, C. Shen, Z. Pan, D. Cuiuri, H. Li, N. Larkin, S. van Duin // *Computer-Aided Design*. – 2016. – Vol. 73. – P. 66–75.
86. Xu, X. Investigation of process factors affecting mechanical properties of INCONEL 718 superalloy in wire + arc additive manufacture process / X. Xu, J. Ding, S. Ganguly, S. Williams // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2019. – Vol. 265. – P. 201–209.
87. Chen, X. Feature-based process planning for wire arc additive manufacturing / X. Chen, J. Li, X. Cheng, H. Wang, Z. Huang, H. Hu, H. Wu, P. Liang // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2020. – Vol. 107. – P. 1519–1531.

88. Lorenz, M. Hybrid manufacturing based on laser deposition welding and high-performance abrasive machining / M. Lorenz, J. Kriese, J. Kersch, G. Lanza // *Procedia CIRP*. – 2019. – Vol. 85. – P. 215–220.
89. Wang, F. Morphology investigation on direct current pulsed gas tungsten arc welded additive layer manufactured Ti-6Al-4V alloy / F. Wang, S. Williams, M. Rush // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2011. – Vol. 57. – P. 597–603.
90. Liu, J. Wire and arc additive manufacturing of metal components: a review of recent research developments / J. Liu, Y. Xu, Y. Ge, Z. Hou, S. Chen // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2020. – Vol. 111. – P. 149–198.
91. Haselhuhn, A. S. In situ formation of substrate release mechanisms for gas metal arc weld metal 3D printing / A. S. Haselhuhn, B. Wijnen, G. C. Anzalone, P. G. Sanders, J. M. Pearce // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2015. – Vol. 226. – P. 50–59.
92. Thompson, S. M. An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing. Part I: Transport phenomena, modeling and diagnostics / S. M. Thompson, L. Bian, N. Shamsaei, A. Yadollahi // *Additive Manufacturing*. – 2015. – Vol. 8. – P. 36–62.
93. Radel, S. Skeleton arc additive manufacturing with closed loop control / S. Radel, A. Diourte, F. Soulie, C. Bordreuil, V. Favier // *Additive Manufacturing*. – 2019. – Vol. 26. – P. 106–116.
94. Venturini, G. Optimization of WAAM deposition patterns for T-crossing features / G. Venturini, F. Montevicchi, A. Scippa, G. Campatelli // *Procedia CIRP*. – 2016. – Vol. 55. – P. 95–100.
95. Shah, H. A review on post-processing of wire arc additive manufacturing (WAAM) parts / H. Shah, M. Abosaf, N. Khanna, R. Dhib // *Journal of Manufacturing and Materials Processing*. – 2023. – Vol. 7, No. 3. – Art. 97. – DOI: 10.3390/jmmp7030097.

96. Milgrāvis, M. Pulsed and static magnetic field influence on metallic solidification microstructure / M. Milgrāvis, J. Stūrup, M. Großmann // *Crystals*. – 2023. – Vol. 13, No. 2. – Art. 259. – DOI: 10.3390/cryst13020259.
97. Sarıkaya, M. A review on aluminum alloys produced by wire arc additive manufacturing / M. Sarıkaya, et al. // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2024. – Vol. 27. – P. 11422–11439. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.08.202.
98. Langelandsvik, G. Review of aluminum alloy development for wire arc additive manufacturing / G. Langelandsvik, et al. // *Materials*. – 2021. – Vol. 14, No. 17. – Art. 4942. – DOI: 10.3390/ma14174942.
99. Rodríguez-González, P. Wire arc additive manufacturing (WAAM) for aluminum-alloy components / P. Rodríguez-González, et al. // *Metals*. – 2023. – [Open access]. – URL: <https://pmc.ncbi.nlm.nih.gov/articles/PMC9959163> (дата обращения: 08.09.2024).
100. Du, W. Process optimization, microstructure and mechanical properties of double-pulsed GMAW / W. Du, et al. // *Materials*. – 2023. – Vol. 16, No. 15. – Art. 5208.
101. Mitelea, I. Cavitation erosion characteristics of the EN AW-6082 alloy subjected to rapid surface re-melting and solidification / I. Mitelea, et al. // *Materials*. – 2023. – Vol. 16, No. 7. – Art. 2677. – DOI: 10.3390/ma16072677.
102. Щицын, Ю. Д. Современное состояние аддитивных технологий для металлических изделий (обзор) / Ю. Д. Щицын, П. С. Кучев, А. О. Артемов // *Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение*. – 2022. – Т. 24, № 3. – С. 90–102.
103. Каблов, Е. Н. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий / Е. Н. Каблов, О. Г. Оспенникова, А. В. Вершков // *Труды ВИАМ*. – 2020. – № 4 (88). – С. 3–15.
104. Луценко, В. А. Особенности структурообразования при аддитивном производстве алюминиевых сплавов / В. А. Луценко, Т. Н. Голубенко, Н. А. Глазунова // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2021. – № 7 (793). – С. 15–22.

105. Смирнов, А. С. Металлургические аспекты аддитивного производства: монография / А. С. Смирнов. – Москва: Издательский дом МИСиС, 2020. – 256 с.
106. Белов, Н. А. Алюминиевые сплавы для аддитивных технологий: особенности и перспективы / Н. А. Белов, А. Н. Алабин, А. Ю. Прохоров // Цветные металлы. – 2021. – № 5. – С. 46–53.
107. Петров, А. П. Формирование структуры и свойств при аддитивном производстве изделий из алюминиевых сплавов методом проволоочно-дуговой наплавки / А. П. Петров, С. Ю. Кондратьев, В. В. Клубович // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2022. – № 4 (802). – С. 43–51.
108. Николаев, А. К. Влияние режимов термической обработки на структуру и свойства изделий из сплава Д16, полученных методом проволоочно-дугового аддитивного производства / А. К. Николаев, В. М. Розенберг, Е. В. Сидоров // Технология лёгких сплавов. – 2021. – № 3. – С. 30–38.
109. Орлов, В. В. Аддитивные технологии для высокопрочных алюминиевых сплавов: возможности и ограничения / В. В. Орлов, А. А. Наумов, А. М. Емельянов // Металлы. – 2022. – № 2. – С. 77–86.
110. Фрид, А. Е. Модифицирование структуры алюминиевых сплавов при аддитивном производстве методом WAAM / А. Е. Фрид, О. В. Якивюк, Н. Н. Довженко // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2021. – № 4. – С. 38–47.
111. Колмаков, А. Г. Аддитивные технологии для металлических материалов: особенности, возможности, перспективы (обзор) / А. Г. Колмаков, Д. В. Просвирнин, В. Ф. Терентьев // Материаловедение. – 2020. – № 9. – С. 11–22.
112. Белов, Н. А. Литейные алюминиевые сплавы для аддитивных технологий: структура и свойства / Н. А. Белов, В. Д. Белов, А. Н. Алабин // Литейное производство. – 2021. – № 8. – С. 8–15.
113. Савицкий, А. П. Жаропрочные алюминиевые сплавы для аддитивных технологий / А. П. Савицкий, О. В. Акимов, С. К. Киселёва // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2021. – № 2. – С. 40–49.

114. Щицын, Ю. Д. Проволочные материалы для технологий аддитивного производства / Ю. Д. Щицын, А. О. Артемов, С. А. Терентьев // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. – 2021. – Т. 23, № 4. – С. 87–95.
115. Щицын, Ю. Д. Влияние состояния поверхности проволоки из алюминиевых сплавов на качество наплавки при WAAM / Ю. Д. Щицын, С. А. Терентьев, С. Д. Неулыбин // Сварочное производство. – 2022. – № 3. – С. 20–28.
116. Коберник, Н. В. Разработка состава присадочной проволоки для WAAM-процесса на основе сплава системы Al-Mg / Н. В. Коберник, Р. С. Михеев, Г. Г. Чернышов // Сварка и диагностика. – 2021. – № 6. – С. 45–53.
117. Терентьев, Е. В. Оптимизация состава присадочных проволок из алюминиевых сплавов для стабилизации процесса дуговой наплавки / Е. В. Терентьев, А. П. Слива, В. А. Марков // Сварочное производство. – 2020. – № 8. – С. 33–42.
118. Романенко, Д. Н. Порошковые проволоки на основе алюминиевых сплавов для аддитивного производства композиционных материалов / Д. Н. Романенко, Е. П. Шалунов, А. Л. Гончаров // Технология металлов. – 2022. – № 5. – С. 39–48.
119. Жаткин, С. С. Применение электродуговой наплавки для создания трёхмерных объектов из стали / С. С. Жаткин, К. В. Никитин, В. Б. Деев, С. С. Панкратов, Д. А. Дунаев // Известия высших учебных заведений. Чёрная металлургия. – 2020. – Т. 63, № 6. – С. 443–450. – DOI: 10.17073/0368-0797-2020-6-443-450.
120. Никитин, К. В. Исследование структуры и свойств наплавленных зон из присадочной проволоки Св-АК5 при роботизированной наплавке / К. В. Никитин, Д. А. Дунаев, С. С. Жаткин, В. И. Никитин // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2022. – № 4. – С. 67–74.
121. Никитин, К. В. Структура и свойства сплава Св-АК5 при импульсно-дуговой наплавке / К. В. Никитин, С. С. Жаткин, Д. А. Дунаев, Е. А. Минаков // Цветные металлы. – 2023. – № 11. – С. 76–82.
122. Дунаев, Д. А. Применение гибридного комплекса «объёмная электродуговая наплавка + поверхностное электродуговое упрочнение» для повышения

характеристик алюминиевого сплава АК5 / Д. А. Дунаев, С. С. Жаткин, К. В. Никитин // Известия ВолгГТУ. – 2025. – № 6 (301). – С. 68–75. – DOI: 10.35211/1990-5297-2025-6-301-68-75.

123. Панкратов, С. С. Исследование процесса формирования объектов, их структуры и свойств из присадочных материалов 09Г2С и 06Х19Н9Т объёмной дуговой наплавкой / С. С. Панкратов, Д. А. Дунаев, Д. М. Юдин, С. В. Харченко, С. С. Жаткин, К. В. Никитин // XII Всероссийская конференция по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат»: материалы конференции. – Москва, 7 февраля 2020 г. – Москва: ВИАМ, 2020. – С. 343–351.

124. Жаткин, С. С. Применение дуговой наплавки для получения 3D-объектов из стали 09Г2С / С. С. Жаткин, К. В. Никитин, С. С. Панкратов, Д. А. Дунаев, Е. А. Минаков // Металлургия машиностроения. – 2020. – № 6. – С. 29–31.

125. Панкратов, С. С. Применение сварочных аддитивных технологий для объёмной наплавки сталей в условиях ЦЛТ СамГТУ / С. С. Панкратов, Д. А. Дунаев, С. С. Жаткин // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2020. – № 3. – С. 62–68.

126. Дунаев, Д. А. Структура и свойства присадочной проволоки Св-АК5 при наплавке с применением WAAM-технологии / Д. А. Дунаев, К. В. Никитин // МашТех 2022. Инновационные технологии, оборудование и материальные заготовки в машиностроении : сборник трудов Международной научно-технической конференции, Москва, 24–26 мая 2022 года. – Москва: МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2022. – С. 220–223.

127. Дунаев, Д. А. Исследование возможности восстановления просечных штампов из стали 9ХС электродуговой наплавкой / Д. А. Дунаев, С. С. Жаткин, К. В. Никитин, Е. А. Минаков, С. В. Харченко // Металлургия машиностроения. – 2022. – № 3. – С. 36–40.

128. Никитин, К. В. Особенности объёмной электродуговой наплавки в аддитивных и восстановительных технологиях / К. В. Никитин, С. С. Жаткин, Д. А. Дунаев, Е. А. Минаков // Литейщик России. – 2023. – № 12. – С. 1–12.

129. Никитин, К. В. Применение магнитно-импульсной обработки при электродуговой сварке сплава АД1Н / К. В. Никитин, С. С. Жаткин, Д. А. Дунаев, Е. А. Минаков // *Литьё и металлургия*. – 2023. – № 4. – С. 101–108.
130. Дунаев, Д. А. Структура и свойства алюминиевого сплава Св-АК5 при наплавке WAAM-технологиями / Д. А. Дунаев, С. С. Жаткин, А. К. Ермаков // *Перспективные материалы и технологии в авиадвигателестроении : материалы Всероссийской научно-технической конференции с международным участием*. – Самара, 2023. – С. 392–398.
131. Никитин, К. В. Исследование влияния WAAM-наплавки на структуру и коэффициент термического линейного расширения сплава АК-5 / К. В. Никитин, С. С. Жаткин, Д. А. Дунаев, Е. А. Минаков // *Известия Самарского научного центра Российской академии наук*. – 2024. – Т. 26, № 4(2). – С. 215–221.
132. Никитин, К. В. Повышение эффективности электродуговой наплавки сплава Св-АК5 за счёт гибридизации технологий / К. В. Никитин, С. С. Жаткин, Д. А. Дунаев, Д. Г. Черников, А. К. Скороумов, Е. А. Минаков // *Известия Самарского научного центра Российской академии наук*. – 2024. – Т. 26, № 4(2). – С. 289–297.
133. Никитин, К. В. Гибридные технологии при WAAM-наплавке / К. В. Никитин, С. С. Жаткин, Д. А. Дунаев, Д. Г. Черников // *Литейное производство*. – 2024. – № 6. – С. 12–17.
134. Никитин, К. В. Совершенствование процесса объёмной электродуговой наплавки сплава Св-АК5 / К. В. Никитин, С. С. Жаткин, Д. А. Дунаев, Д. А. Минаков, Д. Г. Черников // *Литейщик России*. – 2024. – № 4. – С. 3–8.
135. Никитин, К. В. Структура и свойства алюминиевого сплава системы Al-Mg при наплавке по WAAM-технологии / К. В. Никитин, С. С. Жаткин, Д. А. Дунаев, Е. А. Минаков // *Прогрессивные литейные технологии : труды XII Международной научно-практической конференции*. – Москва : НИТУ «МИСиС», 2024. – С. 458–464.
136. Никитин, К. В. Гибридизация технологии объёмной электродуговой наплавки для получения заготовок из алюминиевых сплавов системы Al-Si / К. В. Никитин, С. С. Жаткин, Д. Г. Черников, Д. А. Дунаев // *Прогрессивные литейные*

технологии : труды XII Международной научно-практической конференции. – Москва : НИТУ «МИСиС», 2024. – С. 210–217.

137. Никитин, К. В. Индуктор для магнитно-импульсной обработки при объёмной электродуговой наплавке : патент РФ на полезную модель № 235516 от 04.07.2025 / К. В. Никитин, С. С. Жаткин, Д. Г. Черников, Д. А. Дунаев, А. К. Скороумов.

138. Неровный, А. А. Теория сварочных процессов : учебник / А. А. Неровный. – Москва : Издательский центр «Академия», 2016. – 432 с.

НА ПОЛЕЗНУЮ МОДЕЛЬ

Индуктор для магнитно-импульсной обработки при объёмной электродуговой наплавке

Патентообладатели: *Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования "Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва" (Самарский университет) (RU), Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Самарский государственный технический университет" (RU)*

Авторы: *Пикитин Константин Владимирович (RU), Жаткин Сергей Сергеевич (RU), Черников Дмитрий Геннадьевич (RU), Дунаев Дмитрий Александрович (RU), Скорюмов Андрей Константинович (RU)*

Заявка № 2024133769

Приоритет полезной модели 11 ноября 2024 г.

Дата государственной регистрации
в Государственном реестре полезных
моделей Российской Федерации **04 июля 2025 г.**

Срок действия исключительного права
на полезную модель истекает **11 ноября 2034 г.**

Руководитель Федеральной службы
по интеллектуальной собственности

Документ подписан электронной подписью
Системный: 064070706530784260457030000202
Владельца: Зубов Юрий Сергеевич
Е-Почта: yurii.zubov@yandex.ru, 02.10.2020

J.O.C. Zuydos





ПУБЛИЧНОЕ АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО «ОДК-КУЗНЕЦОВ»

АКТ

передачи научно-технической продукции по договору
№ 003489/20/20 от 13.01.2020 г.

Согласно договору № 003489/20/20 от 13.01.2020 г. «Исследование и разработка технологических рекомендаций восстановления и повышения ресурса работы просечных штампов из стали 9ХС и пресс-форм из стали 38ХА» исполнителем в лице ФБГОУ ВО «СамГТУ» в 2020-2022 г.г. были проведены исследования по отработке режимов восстановления штамповой оснастки и инструмента способом объемной электродуговой наплавки, по результатам которых составлен научно-технический отчет.

Исполнитель согласно требованиям технического задания и календарного плана работ, являющимися неотъемлемыми частями договора № 003489/20/20 от 13.01.2020 г., передал в адрес ПАО «ОДК-Кузнецов» опытные образцы восстановленных просечных штампов и пресс-форм.

По результатам исследований опытные образцы по структуре и свойствам соответствовали требованиям, предъявляемым к новому инструменту, и успешно прошли опытные испытания.

По результатам выполненных работ составлен акт сдачи-приема работ о полном соответствии условиям договора № 003489/20/20 от 13.01.2020 г. и технического задания.

Главный инженер

О.Н. Гусев