

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

На правах рукописи

Воропаев Артём Александрович

**РАЗРАБОТКА НАУЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОСНОВ ПРЯМОГО
ДУГОВОГО ВЫРАЩИВАНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМГ5**

Направление подготовки: 15.06.01 «Машиностроение»

Направленность: 15.06.01_07 «Сварка, родственные процессы и технологии»

НАУЧНЫЙ ДОКЛАД

об основных результатах научно-квалификационной работы (диссертации)

Автор работы:

Воропаев Артём Александрович

Научный руководитель:

Туричин Глеб Андреевич,

профессор, доктор технических наук

Санкт-Петербург – 2022

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

Директор ВШ: Семенча Александр Вячеславович,
кандидат химических наук

Научный руководитель: Туричин Глеб Андреевич,
профессор, доктор технических наук

Рецензент: Цибульский Игорь Александрович,
кандидат технических наук,
доцент кафедры «Цифровые лазерные технологии», СПбГМТУ

С научным докладом можно ознакомиться в библиотеке ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого» и на сайте Электронной библиотеки СПбПУ по адресу: <http://elib.spbstu.ru>.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы

Современные тенденции развития науки и техники указывают на увеличивающийся интерес к алюминию и его сплавам. Если в начале двадцатого века объёмы выплавки алюминия составляли всего лишь 270 тысяч тон, то в настоящее время этот показатель достиг 10 миллионов тон в год и продолжает расти. В текущей ситуации алюминиевые сплавы вышли на второе место в мире по потреблению среди всех металлов, уступая место стали. Статистика потребления за 9 месяцев 2021 года показывает увеличение спроса на 12,8%. Только в одной авиакосмической отрасли в 2021 году было использовано 550 тысяч тон алюминия и его сплавов. Благодаря активному исследованию космоса и созданию новых летательных аппаратов это значение может увеличиться до 700 тысяч тон к 2025 году.

Такой повышенный интерес связан с рядом преимуществ алюминиевых сплавов перед остальными, в число которых входят: высокая коррозионная стойкость, малый удельный вес изделий, холодостойкость алюминия при низких температурах. Особенности физических свойств алюминиевых сплавов обеспечивают им широкую номенклатуру применения в аэрокосмической, химической, судостроительной и других отраслях. При этом сложность и габариты изготавливаемых деталей нередко накладывают ограничения на процесс производства и увеличивают стоимость создания традиционными методами обработки. Так к примеру, диаметр корпуса некоторых сверхтяжёлых отечественных ракет достигает восьми метров. Транспортировка подобных изделий от места производства до места старта – трудоёмкий и дорогостоящий процесс. Мобильный комплекс, базирующийся на технологии прямого дугового выращивания, мог бы исключить затраты и время на перевозку, поскольку выращивание, обработка и сборка могли бы осуществляться непосредственно на месте старта. Другим примером может стать изготовление различных обитаемых модулей и отсеков, производственный цикл которых обладает множеством подготовительных и обрабатывающих операций. Внедрение аддитивных технологий поможет

значительно увеличить скорость производства за счёт сокращения используемого оборудования и человеческих ресурсов.

Цель и задачи исследования

Целью работы является создание научно-технологических основ прямого дугового выращивания алюминиевого сплава АМг5.

В задачи работы входят:

1. Формулировка технических требований к оборудованию и материалам используемых для наплавки.
2. Формирование методики исследований для разработки технологий прямого дугового выращивания алюминиевого сплава АМг5.
3. Формирование технологического окна режимов, обеспечивающего стабильное формирование единичных валиков и стабильность сварочной ванны.
4. Апробация полученных данных на трёхмерных объектах. Исследование стабильности формирования. Повышение автономности процесса прямого дугового выращивания.
5. Исследование процесса порообразования в алюминиевых сплавах при прямом дуговом выращивании. Выявление критериев, влияющих на возникновение газовых пустот и снижение количества пор. Исследования механизмов образования газовой пористости.

Научная новизна

1. Предложена методика подбора оптимальных параметров режима для процесса прямого дугового выращивания алюминиевого сплава АМг5, которая была апробирована в ходе выполнения работы.
2. Выявлены области с наиболее благоприятными условиями для протекания процесса прямого дугового выращивания. Установлены значения межпроходной температуры, при которой сохраняется стабильное формирование наплавляемых слоёв. Предложена методика улучшения стабильности процесса в момент включения дугового источника.

3. Представлены критерии, описывающие условия возникновения газовой пористости в алюминиевых сплавах. Получены зависимости концентрации газовых пустот от времени существования сварочной ванны. Установлена возможность возникновения газовых пузырьков на интерметаллических включениях, возникающих из примесных элементов алюминия.

Теоретическая и практическая значимость

1. Разработана методика подбора оптимальных параметров режима для процесса прямого дугового выращивания изделий из сплава АМг5.
2. Установлены функциональные зависимости параметров режима на стабильность процесса и порообразование. Предложены условия сокращения объёмного содержания газовых пустот.
3. Полученные данные могут послужить основой для разработки технологии прямого дугового выращивания изделий из алюминиевых сплавов.

Апробация работы

Результаты проведённых исследований, представленных в работе, докладывались и обсуждались на следующих конференциях: IX и X международная конференция «Beam Technologies and Laser Application» (BTLA) (Санкт – Петербург, 2018, 2021), научная конференция с международным участием «Неделя Науки СПбПУ» в 2018 году.

Публикации

По теме диссертации было опубликовано 4 работы. Из них 2 статьи входят в международную базу данных SCOPUS, остальные – в базу данных РИНЦ.

Представление научного доклада: основные положения

1. Методика подбора оптимальных параметров режима дуговой наплавки алюминиевого сплава АМг5;

2. Функциональные зависимости стабильности сварочной ванны и формирования единичного валика от параметров режима;
3. Результаты исследования устойчивости процесса наплавки и его автономности;
4. Результаты исследования причин порообразования в алюминиевых сплавах;
5. Функциональные зависимости объёмного количества газовых пустот от параметров режима обработки;

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении представлена и обоснована актуальность научного исследования, его цели, задачи, а также научная новизна. Основной материал диссертации разделён на пять глав.

В первой главе представлен обзор имеющихся технологий аддитивного производства, их возможности и принципиальные схемы. Установлены их преимущества и недостатки применительно к алюминиевым сплавам. Рассмотрен уровень развития исследований в области прямого дугового выращивания (WAAM) в России и за рубежом. В проанализированном материале большинство работ направлены на получение конкретного изделия без рассмотрения общих глобальных проблем используемого процесса. Некоторые исследователи представляют новые методы выращивания алюминиевых заготовок с помощью технологий дуговой наплавки обжатой дугой. Другая часть работ посвящена изучению процесса формирования наплавленных слоев или оценке влияния структуры на механические свойства создаваемого объекта. В первом случае большинство исследований сводятся к созданию систем мониторинга с обратной связью или практическим выводами без исследования возможных механизмов естественной стабилизации процесса. Анализ структуры в основном направлен на изучение размеров и ориентации зерен, и способам уменьшения газовой пористости за счёт применения модификаций технологии Cold Metal Transfer (CMT) австрийской компании Fronius и других. Уменьшение количества подаваемого тепла

действительно способно уменьшить объёмное содержание газовых включений, однако механизм этого явления продолжает изучаться.

Несмотря на обширные данные по изучаемой теме, до сих пор не представлено комплексного исследования, направленного на создание единых научно-технологических основ прямого дугового выращивания изделий из алюминиевых сплавов.

В выводах к главе описываются актуальные проблемы, выявленные в ходе литературного анализа и пути их решения.

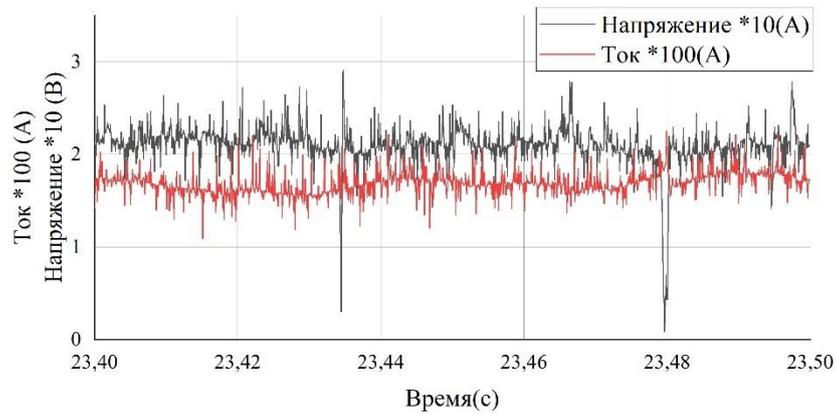
Во второй главе представлено описание материалов и процесса прямого дугового выращивания, базирующегося на дуговой наплавке плавящимся электродом в среде защитных газов. Представлены результаты тестовых образцов, показывающие преимущества применения технологий с принудительным отрывом капли. Между проходами образцы обдували осушённым зажатом воздухом для снятия излишней температуры до 40°C. Отмечается, что образцы, выращенные с применением пульсирующей дуги, обладают лучшим качеством боковой поверхности (рисунок 1), поскольку период отрыва капли имеет фиксируемое значение (рисунок 2), а значит сварочная ванна равномерно насыщается расплавленным металлом.



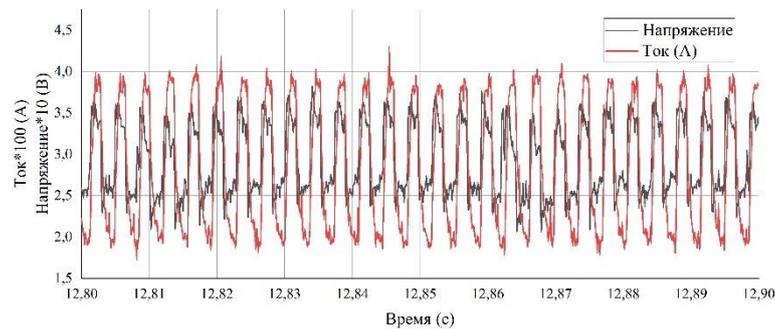
а

б

Рисунок 1 – Внешний вид образцов, наплавленных: а – без применения метода принудительного импульсного отрыва капель, б – с применением метода принудительного импульсного отрыва капель



а



б

Рисунок 2 – Вольтамперная характеристика дуги: а – без применения метода принудительного импульсного отрыва капель, б – с применением метода принудительного импульсного отрыва капель

Во второй части главы представлена разработанная методика подбора технологических параметров для выращивания объектов способом прямого дугового выращивания. Она разделена на три этапа:

1. Составление плана эксперимента и написание регрессионной модели для оценки влияния режима наплавки на формирование выращиваемых объектов. Главной целью этого этапа служит выделение области параметров, где сохраняется постоянство стабильность размеров единичного валика. Поскольку во время процесса выращивания нередко приходится комбинировать валики разной ширины, то на заключительном этапе данного пункта должен быть сформирован пул режимов с наиболее стабильным формированием для разных размеров наплавляемого объекта.

2. Проведение мероприятий по наплавке трёхмерных объектов, имеющих один валик в слое. В ходе данного этапа выполняются эксперименты, направленные на подбор оптимальных условий для стабильности процесса и его автономности (величина паузы между включением дуги и началом движения, время необходимое для остывания слоя до температуры 40°C, шаг слоя, оценка влияния межпроходной температуры). При необходимости корректируется окно параметров режима, представленное в первом пункте. На заключительном этапе осуществляется выращивание плоских образцов для механических испытаний, в процессе которого апробируются данные полученные ранее. После чего производится анализ механических свойств и внутренних дефектов. При необходимости вносятся корректировки.

3. Наплавка трёхмерных объектов с несколькими валиками в слое. Начальным этапом данного пункта является подбор наиболее благоприятного значения перекрытия между соседними валиками. Далее осуществляются мероприятия по изучению влияния стратегий нанесения наплавляемых слоёв с различными вариантами траекторий заполняющих валиков. Проводятся механические испытания в трёх направлениях наиболее перспективных образцов.

В выводах отмечается, что использование источников с принудительным отрывом капли более предпочтительно, поскольку позволяет осуществить равномерный массоперенос расплавленного материала, улучшая формирование наплавляемых слоёв.

Представленная методика исследования позволяет осуществлять подбор необходимых параметров и условий для организации процесса прямого дугового выращивания из сплава АМг5. Данный алгоритм будет апробирован в следующих главах.

В третьей главе рассмотрено влияние параметров режима наплавки на геометрические характеристики и стабильность формирования единичных валиков. Составлен и проведён трёхфакторный эксперимент для построения регрессионной модели, факторами для которого послужили сварочный ток,

напряжение и скорость перемещения рабочего инструмента. Откликом являлась ширина и высота наплавленного единичного валика. Параметры вылета электродной проволоки и расход защитного газа оставались неизменными и были равны 15 мм и 15 л/мин соответственно. Диаметр электродной проволоки -1,2 мм.

В качестве плана был выбран центральный композиционный рототабельный план (ЦКРП). Количество экспериментов рассчитывалась по формуле (1)

$$N = 2^k + 2n + n_0 \quad (1)$$

Где, k – количество факторов; n – число звездных точек; n₀ – число опытов в центральной точке.

Таким образом, для построения регрессионной зависимости было проведено 20 экспериментов. В качестве центральной точки был выбран режим со стабильным формированием валика, подобранный в ходе предварительных экспериментов. Значения факторных и звёздных точек представлены в таблице 1.

Таблица 1. Соответствие значений исследуемых параметров уровням варьирования безразмерных величин

Параметр	-1,68	-1	0	+1	+1,68
Сварочный ток, А	90	115	150	185	210
Напряжение, В	18,0	19,6	22,0	24,4	26,0
Скорость перемещения рабочего инструмента, мм/с	10	14	20	26	30

При этом ток импульса и его время были постоянным и равнялись 380А и 1 мс соответственно. Частота импульса задавалась автоматически внутренней программой источника питания без возможности корректировки (рисунок 3).

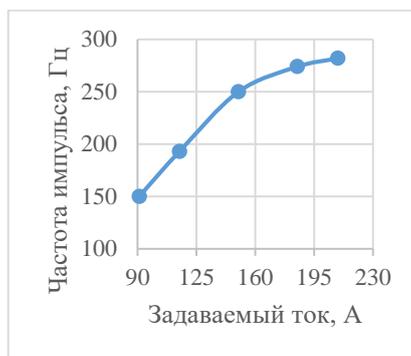


Рисунок 3 – Зависимость частоты импульса сварочного тока от задаваемого тока сварки

По результатам проведённых экспериментов было получено два регрессионных уравнения зависимости высоты и ширины валика от входных параметров процесса.

$$\begin{aligned}
 B = & -0,21 \left(\frac{I_n - I_0}{\sigma_I} \right)^2 + 0,83 \left(\frac{I_n - I_0}{\sigma_I} \right) + 0,17 \left(\frac{U_n - U_0}{\sigma_U} \right)^2 + 0,05 \left(\frac{U_n - U_0}{\sigma_U} \right) + \\
 & 0,13 \left(\frac{V_{CBn} - V_0}{\sigma_V} \right)^2 - 0,89 \left(\frac{V_{CBn} - V_0}{\sigma_V} \right) - 0,12 \left(\frac{V_{CBn} U_n - V_{CBn} U_0 - V_{CB0} U_n + V_{CB0} U_0}{\sigma_{V_{CB}} \sigma_U} \right) - \\
 & 0,21 \left(\frac{I_n U_n - I_n U_0 - I_0 U_n + I_0 U_0}{\sigma_I \sigma_U} \right) - -0,3 \left(\frac{I_n V_{CBn} - I_n V_{CB0} - I_0 V_{CBn} + I_0 V_{CB0}}{\sigma_I \sigma_{V_{CB}}} \right) + 6,2
 \end{aligned} \quad (1)$$

$$\begin{aligned}
 H = & 0,05 \left(\frac{I_n - I_0}{\sigma_I} \right)^2 + 0,24 \left(\frac{I_n - I_0}{\sigma_I} \right) + 0,02 \left(\frac{U_n - U_0}{\sigma_U} \right)^2 - 0,18 \left(\frac{U_n - U_0}{\sigma_U} \right) + \\
 & 0,1 \left(\frac{V_{CBn} - V_0}{\sigma_V} \right)^2 - 0,44 \left(\frac{V_{CBn} - V_0}{\sigma_V} \right) - 0,01 \left(\frac{V_{CBn} U_n - V_{CBn} U_0 - V_{CB0} U_n + V_{CB0} U_0}{\sigma_{V_{CB}} \sigma_U} \right) - \\
 & 0,03 \left(\frac{I_n U_n - I_n U_0 - I_0 U_n + I_0 U_0}{\sigma_I \sigma_U} \right) - -0,07 \left(\frac{I_n V_{CBn} - I_n V_{CB0} - I_0 V_{CBn} + I_0 V_{CB0}}{\sigma_I \sigma_{V_{CB}}} \right) + 1,93
 \end{aligned} \quad (2)$$

Где, H – ширина валика, мм; B – высота валика, мм; I_n – задаваемый сварочный ток, А; I_0 – сварочный ток центра плана, А; σ_I – стандартное отклонение распределения сварочного тока (шаг между факторными точками и центром плана), А; U_n – задаваемое сварочное напряжение, В; U_0 – сварочное напряжения центра плана, В; σ_U – стандартное отклонение распределения сварочного напряжения тока (шаг между факторными точками и центром плана), В; V_{CBn} – задаваемая скорость перемещения рабочего инструмента, мм/с; V_0 – скорость перемещения рабочего инструмента центра

плана, мм/с; $\sigma_{V_{CB}}$ – стандартное отклонение распределения скорости рабочего инструмента тока (шаг между факторными точками и центром плана), мм/с.

Проверка адекватности модели проводилась по критерию Фишера, при этом коэффициент детерминации составил 0,99 и 0,988 для ширины и высоты соответственно (рисунок 4).

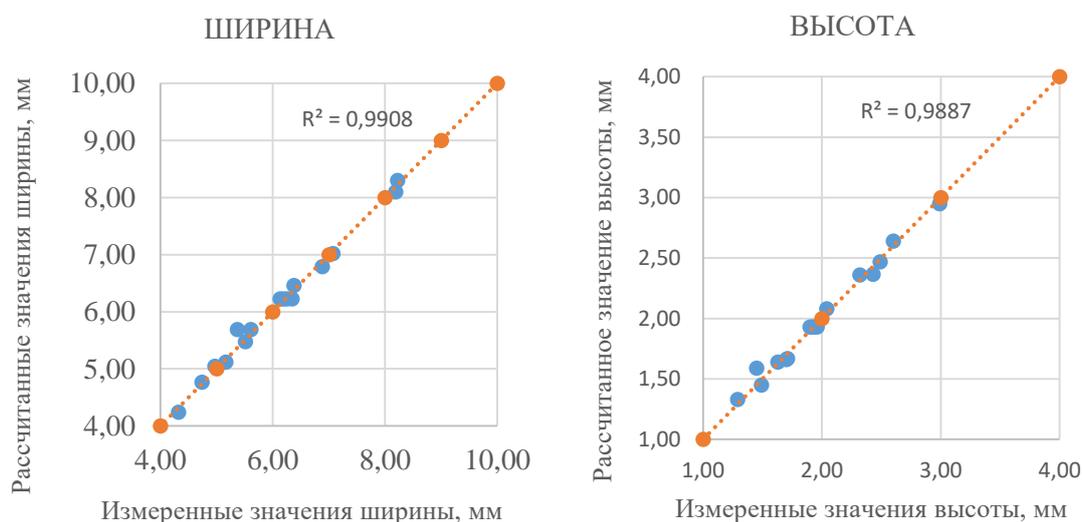


Рисунок 4 – Сравнение расчётных и фактических измеренных данных

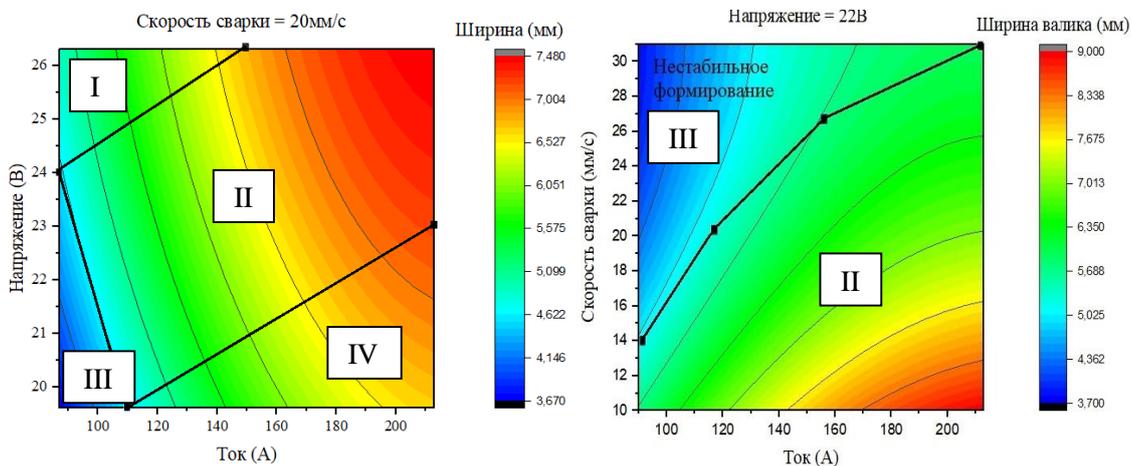
При трёхфакторном эксперименте и уровне значимости $\alpha=0,05$ критическое значение коэффициента Фишера составляет $F_{кр} = 4,54$.

Расчётные значения для данной модели составили:

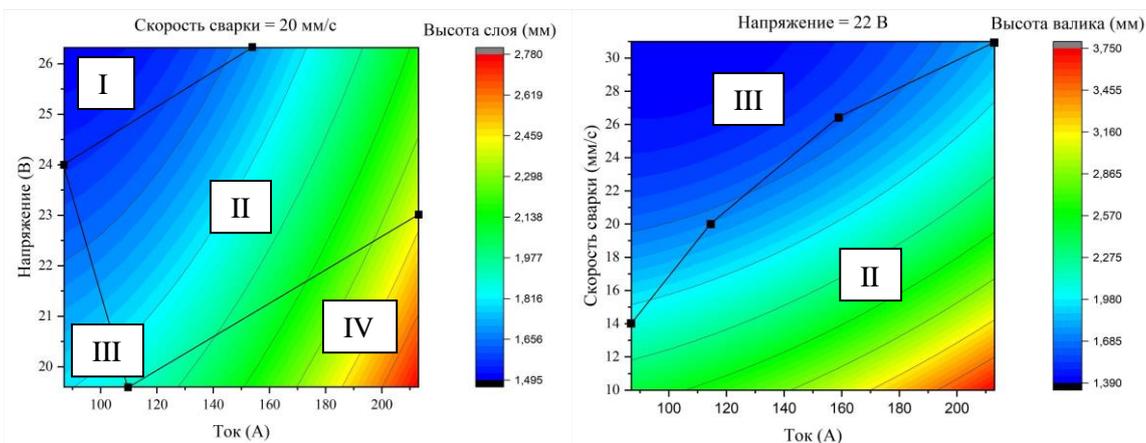
$$F = \frac{0,99}{1-0,99} \times \frac{15-3-1}{3} = 363 \quad (4)$$

$$F = \frac{0,98}{1-0,98} \times \frac{15-3-1}{3} = 180 \quad (5)$$

С помощью полученной модели было построено распределение геометрических размеров от параметров режима (рисунок 5). Дополнительные эксперименты позволили установить границы стабильного формирования наплавленных слоёв.



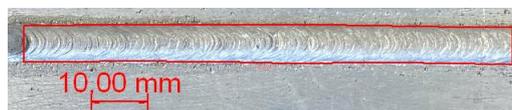
а



б



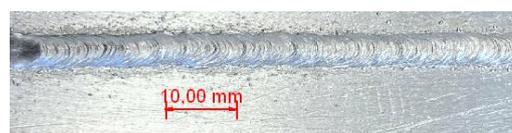
I



II



III



IV

в

Рисунок 5 – Распределение геометрических размеров одиночного валика в зависимости от сварочных параметров, а – ширина, б – высота, в – внешний вид наплавленных валиков в соответствии с областями на рисунках, а и б

В зоне «I» формирование валика нестабильное из-за высокого напряжения, наблюдаются колебания ванны расплава, которые отражаются в виде изменения площади сечения валика (рисунок 5). В зоне «II» стабильность

сечения наиболее равномерная (рисунок 5). В зоне «III» наблюдаются местные отклонения от средней оси валика и изменение линейных размеров (рисунок 5). Подобное явление возникает в результате большой скорости движения рабочего инструмента. В зоне «IV» формирование валика либо отсутствует полностью, либо имеет неравномерные края из-за малого пятна дуги и высоких объёмов переносимого расплавленного металла (рисунок 5). Область низких скоростей (1-9,9 мм/с) не рассматривалась преднамеренно, так как необходимо максимально сократить погонную энергию, чтобы избежать длительного времени паузы между проходами.

В выводах отмечается, что валики с малой шириной обладают худшей стабильностью сварочной ванны. Наименьшая ширина, которая может обеспечивать равномерное распределение электродного материала - 4,6 мм. Валики ниже 3 мм обладают плохим формированием, либо полным его отсутствием. С помощью регрессионной модели были выбраны 5 режимов для дальнейшей наплавки трёхмерных объектов (таблица 2). Четыре из них в стабильной области (рисунок 5 обл. II) и один в нестабильной (рисунок 5 обл. III).

Таблица 2 – Отобранные режимы обработки

№	Ток, А	Напряжение, В	Скорость сварки, мм/с	Погонная энергия, Дж/мм	Измеренная ширина, мм	Расчётная ширина, мм	Измеренная высота, мм	Расчётная высота, мм
4	92	20,1	25,9	198	3,86	3,84	1,32	1,55
5	115	20,5	20	247	5,1	5,2	1,36	1,38
6	138	23,7	20,5	349	5,92	6,02	1,81	1,70
7	170	26,1	19,6	432	7,2	7,24	1,79	1,82
8	170	26,1	15,5	560	8,26	8,11	2,13	2,25

Полученная модель предсказывает геометрические размеры наплавленных единичных валиков с максимальной погрешностью для стабильной зоны 6%, в зонах нестабильности точность прогноза уменьшается, поскольку постоянство линейных размеров не сохраняется. Точность прогноза будет зависеть от точки проведения замеров.

Четвёртая глава посвящена исследованию условий стабильного формирования наплавленных слоёв и автономности процедуры выращивания. Представлена методика, позволяющая скомпенсировать недостаток материала в момент поджога дугового источника. Апробировано подобранное ранее окно оптимальных параметров режима при наплавке трёхмерных объектов.

В первой части главы представляется исследование, направленное на повышение стабильности формирования краёв наплавляемых объектов. Инерционные особенности механизмов поджога сварочной дуги не создают необходимых условий для мгновенного возникновения источника тепла и старта процесса переноса электродного материала. Возникновение дугового разряда осуществляется с некоторой задержкой, которую необходимо учитывать в условиях послойной наплавки. Помимо этого, существует проблема нехватки объёмов расплавленного металла на начальных этапах горения дуги, которая также влияет на формирование областей старта процесса. При начале движения рабочего инструмента, сразу же после включения механизма подачи присадочного материала, края наплавляемого объекта находятся ниже уровня основного валика (рисунок 6, а). От слоя к слою точка образования дугового разряда смещается к центру валика, а стабильность поджога ухудшается из-за увеличения вылета. Подобное явление было скомпенсировано путём добавления временной задержки между стартом подачи электродного материала и началом движения рабочего инструмента. Во время паузы обеспечивается плавный поджог дугового разряда, а стационарное горение позволяет получить необходимые объёмы для ликвидации обнижения.

Полное время паузы после запуска подачи проволоки можно описать выражением (6):

$$t_{\text{пауз}} = t_{\text{под}} + t_{\text{ст.гор.}} + k \quad (6)$$

Где, $t_{\text{под}}$ – время необходимое на поджог дуги (с); $t_{\text{ст.гор.}}$ – время стационарного горения дуги необходимое для выравнивания точки старта до высоты валика (с); k – коэффициент запаса. Первое слагаемое представляет из

себя время, за которое сварочная проволока пройдет зазор между деталью. Второе слагаемое учитывает время горения, которое необходимо затратить для насыщения сварочной ванны и выравнивания точки старта до общего уровня валика. Поскольку во время задержки источник не находится в движении, расплавленный металл не вытесняется в хвост ванны, а распределяется вокруг пятна дуги вытесненный силами давления разряда. По сравнению с остальным валиком, в зоне старта наблюдается локальное увеличение ширины. В условиях постоянной и неизменной подачи проволоки объём металла сохраняется, поэтому увеличение ширины приводит к уменьшению высоты. Поскольку в точке запуска наплавленный металл имеет форму полуэллипсоида, его объём можно найти через геометрическую формулу. Зная скорость подачи, которая имеет постоянное значение, можно вычислить длину сварочной проволоки необходимой для заполнения цилиндра точки старта с учётом коэффициента потерь на разбрызгивание и угар. После этого можно рассчитать время, за которое необходимое количество проволоки подаётся в зону сварки. Полученное значение будет являться временем $t_{ст.гор}$. Поскольку во время процесса выращивания наблюдаются колебания времени паузы ($t_{пауз}$), вызванные разновысотностью отжига проволоки при выключении дуги, деформациями изделия, а, следовательно, и колебаниями вылета в уравнении (6) присутствует коэффициент запаса. При установке времени с добавлением коэффициента запаса 0,2 с наблюдается небольшое уширение зоны старта, при этом высота слоя остаётся неизменной. Если происходят колебания в следствии вышеописанных причин, то ширина уменьшается, а высота растёт. На следующем слое вылет стабилизируется (рисунок 6, б).

Таким образом, процесс может обладать саморегулированием в ущерб качеству поверхности, поскольку стабилизирующий эффект обеспечивается за счёт изменения формы поперечного сечения. Дальнейшее увеличение коэффициента запаса приводит к значительному избытку металла в точках старта (рисунок 6 в). С учётом полученных данных выражение (6) можно переписать следующим образом:

$$t_{\text{пауз}} = \frac{h}{v_{\text{п.п}}} + \frac{0,67r_{\text{старт}}^2 h_{\text{вал}} (1 + \psi)}{r_{\text{п.}}^2 v_{\text{п.п.}}} + k \quad (7)$$

Где, h – высота зазора между проволокой и изделием (мм); $v_{\text{п.п.}}$ – скорость подачи проволоки (мм/с); $r_{\text{старт}}$ – радиус наплавленной зоны в точке стационарного горения дуги (мм); $h_{\text{вал}}$ – высота валика (мм); ψ – коэффициент потерь на угар и разбрызгивание (для сварки открытой дугой составляет $\sim 0,05$); $r_{\text{пров.}}$ – радиус проволоки (мм).

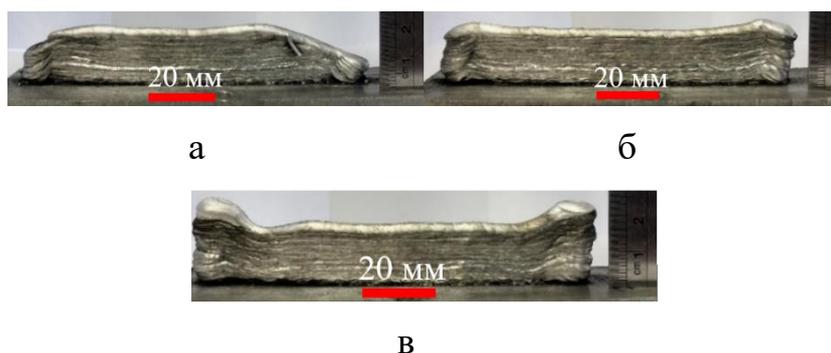


Рисунок 6 – Внешний вид стенок, выполненных с разными интервалами паузы на поджог дуги, а – 0 секунд, б – 0,8 секунд, в – 1,5 секунды, для режима №4

Далее приведены оптимальные значения задержки между стартом подачи электродной проволоки и началом движения рабочего инструмента для режимов, отобранных в главе 3 (таблица 3).

Таблица 3 – Время паузы на поджог дуги для отобранных режимов, с учётом коэффициента запаса 0,2

№ режима	$t_{\text{под.}} (с)$	$t_{\text{ст.гор.}} (с)$	$t_{\text{пауз.}} (с)$
4	0,15	0,4	0,75
5	0,1	0,42	0,72
6	0,1	0,77	1,07
7	0,08	1,09	1,37
8	0,08	1,3	1,58

Дальнейшие исследования, представленные в главе, были направлены на изучение формообразования трёхмерных объектов на участках движения рабочего инструмента.

Первоначально производилась корректировка полиномов регрессионной модели поскольку условия теплоотвода при наплавке валика на плоскую массивную подложку отличаются от таковых при послойной наплавки валиков друг на друга. Геометрические размеры первого слоя, совпадают с предсказываемыми с погрешностью в 6% (полиномы 2,3). Наплавка дальнейших слоёв приводит к увеличению ширины наплавляемого валика (рисунок 7, а).

При наличии паузы между слоями, за которую образец охлаждается до температуры 40°C, эффект значительного изменения линейных размеров прекращается после третьего прохода. Дальнейший рост осуществляется с новыми геометрическими параметрами. Анализ наплавленных образцов, выполненных на режимах, представленных в таблице 2, показал, что значение ширины наплавляемого трёхмерного образца в среднем изменяется на 1,97 мм в сравнении с единичным валиком (рисунок 7, б).

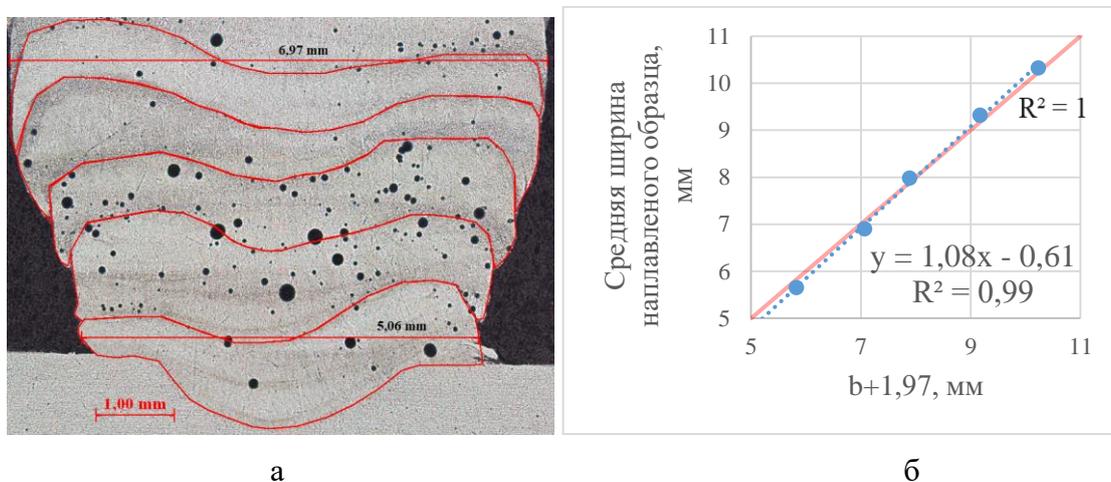


Рисунок 7 – а - поперечное сечение наплавляемого образца, б - Соотношение между расчётными и экспериментальными данными средней толщины стенки, красная линия – линия тренда при $R^2= 1$

С учётом нахождения тестовых точек близко к аппроксимационной прямой регрессионное уравнение (2) было скорректировано для нахождения ширины наплавляемого трёхмерного объекта:

$$\begin{aligned}
1,08B + 1,52 = & -0,21 \left(\frac{I_n - I_0}{\sigma_I} \right)^2 + 0,83 \left(\frac{I_n - I_0}{\sigma_I} \right) + 0,17 \left(\frac{U_n - U_0}{\sigma_U} \right)^2 + \\
& 0,05 \left(\frac{U_n - U_0}{\sigma_U} \right) + 0,13 \left(\frac{V_{CB\ n} - V_0}{\sigma_V} \right)^2 - 0,89 \left(\frac{V_{CB\ n} - V_0}{\sigma_V} \right) - \\
& 0,12 \left(\frac{V_{CB\ n} U_n - V_{CB\ 0} U_0 - V_{CB\ 0} U_n + V_{CB\ 0} U_0}{\sigma_V \sigma_U} \right) - 0,21 \left(\frac{I_n U_n - I_n U_0 - I_0 U_n + I_0 U_0}{\sigma_I \sigma_U} \right) - \\
& - 0,3 \left(\frac{I_n V_{CB\ n} - I_n V_{CB\ 0} - I_0 V_{CB\ n} + I_0 V_{CB\ 0}}{\sigma_I \sigma_V} \right) + 6,23
\end{aligned} \tag{8}$$

Поскольку скорость подачи присадочного материала и скорость передвижения рабочего инструмента во время процесса оставались неизменными, то сохранялся и объем переносимого материала. Следовательно, при увеличении ширины пропорционально уменьшалась высота наплавляемого валика (рисунок 7). От высоты слоя будет зависеть величина подъема рабочего инструмента в паузах между наплавкой (шаг слоя), который напрямую влияет на автономность процесса выращивания. При неправильно подобранных параметрах вылет электродной проволоки с каждым слоем будет увеличиваться, а стабильность, формирование и газовая защита ухудшаются. Поэтому для стабильного процесса необходимо использовать системы с обратной связью, позволяющие контролировать величину подъема инструмента, либо осуществлять подбор наиболее благоприятного шага слоя.

Далее в главе представляется описание проведенного эксперимента и его результаты. Для подбора значения шага слоя была выполнена серия экспериментов по наплавке 25 образцов с использованием режимов таблицы 2. Количество слоёв для каждого изделия было зафиксировано и равнялось 23. Значение вылета корректировалось после третьего прохода для компенсации погрешности в измерениях, поскольку на начальных этапах наплавки происходит стабилизация линейных размеров образца. Объёмы поперечного сечения образца изменяются и выравниваются к четвёртому слою. После выращивания осуществлялись замеры высоты наплавленного объекта, и производилось сравнение с разницей начальных и конечных координат манипулятора по оси подъёма (9).

$$\Delta H = z_2 - z_1 - (H_{\text{ст.}} - H_{1-3}) \quad (9)$$

Где, ΔH – разница между планируемой высотой и реальной, мм; z_2 – конечная координата оси подъёма инструмента, мм; z_1 – начальная координата оси подъёма инструмента после 3 слоёв роста, мм; $H_{\text{ст.}}$ – измеренная высота стенки, мм, H_{1-3} – измеренная высота первых трёх слоёв стенки, мм.

В результате были подобраны наиболее оптимальные значения шага слоя, и получена зависимость от средней ширины наплавляемого объекта (рисунок 8).

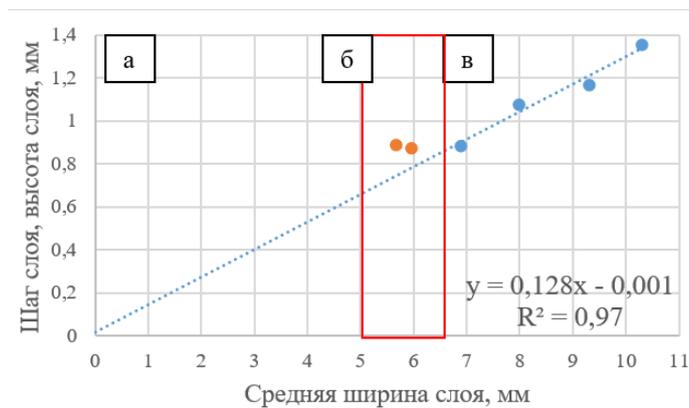
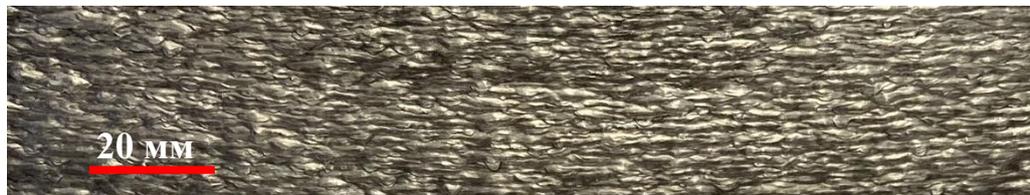


Рисунок 8 - Зависимость шага слоя от ширины наплавляемого валика, а – зона отсутствия формирования, б – зона нестабильного формирования $\Delta H > 0,3$ мм, в – зона хорошей стабильности $\Delta H = 0,3-0,1$ мм

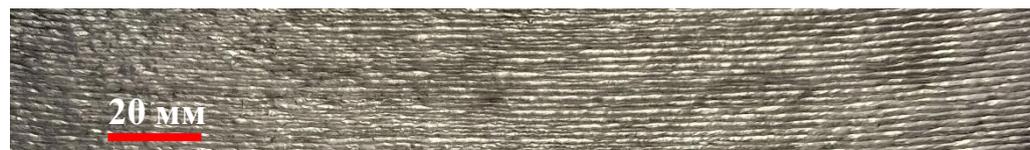
Зона «а» (рисунок 8) была отмечена как зона отсутствия формирования, поскольку при анализе единичных валиков образцы шириной 3 мм и ниже были крайне нестабильными, что отмечено в главе три. В зоне «б» (рисунок 8) образцы могут быть наплавлены, однако минимальный коэффициент разности итоговых и задаваемых высот (ΔH) при фиксированном шаге слоя после 20 наплавленных слоёв был равен 0,6 мм. Поведение ванны расплава у образцов зоны «б» нестабильное, что было описано в главе 3 (рисунок 5 зон. III). Из-за большой скорости процесса и малой мощности дугового источника расплавленный металл не успевает равномерно распределяться по всей области предыдущего валика и образует неструктурированную поверхность (рисунок 9, а). В зоне «в» стабильность процесса повышается (рисунок 9 б,в,г,д), однако достичь нулевого значения коэффициента ΔH не удалось.



а



б



в



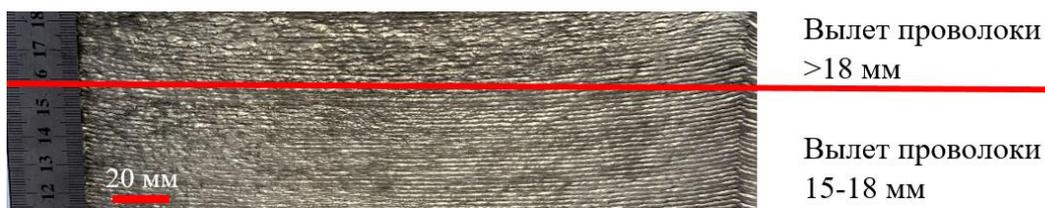
г



д

Рисунок 9 – Внешний вид боковой поверхности стенки, а – режим №4, б – режим №5, в – режим №6, г – режим №7, д – режим №8, согласно таблице 2

Экспериментальным путём установлено критического значения вылета электродной проволоки, после которого начинают происходить колебания сварочной ванны (18 мм) (рисунок 10).



Вылет проволоки
>18 мм

Вылет проволоки
15-18 мм

Рисунок 10 – Внешний вид стенки с разными значениями вылета

Таким образом, при подобранных шагах слоя процесс нуждается в корректировке вылета в среднем 1 раз за 200 слоёв в зависимости от режима обработки.

С учётом всех представленных данных уравнение (3) можно скорректировать для нахождения шага слоя:

$$\begin{aligned}
 0,14B + 0,2 = & -0,21 \left(\frac{I_n - I_0}{\sigma_I} \right)^2 + 0,83 \left(\frac{I_n - I_0}{\sigma_I} \right) + 0,17 \left(\frac{U_n - U_0}{\sigma_U} \right)^2 + \\
 & 0,05 \left(\frac{U_n - U_0}{\sigma_U} \right) + 0,13 \left(\frac{V_{CB\ n} - V_0}{\sigma_V} \right)^2 - 0,89 \left(\frac{V_{CB\ n} - V_0}{\sigma_V} \right) - \\
 0,12 \left(\frac{V_{CB\ n} U_n - V_{CB\ n} U_0 - V_{CB\ 0} U_n + V_{CB\ 0} U_0}{\sigma_{V_{CB}} \sigma_U} \right) - & 0,21 \left(\frac{I_n U_n - I_n U_0 - I_0 U_n + I_0 U_0}{\sigma_I \sigma_U} \right) - \\
 -0,3 \left(\frac{I_n V_{CB\ n} - I_n V_{CB\ 0} - I_0 V_{CB\ n} + I_0 V_{CB\ 0}}{\sigma_I \sigma_{V_{CB}}} \right) + & 6,23
 \end{aligned} \tag{10}$$

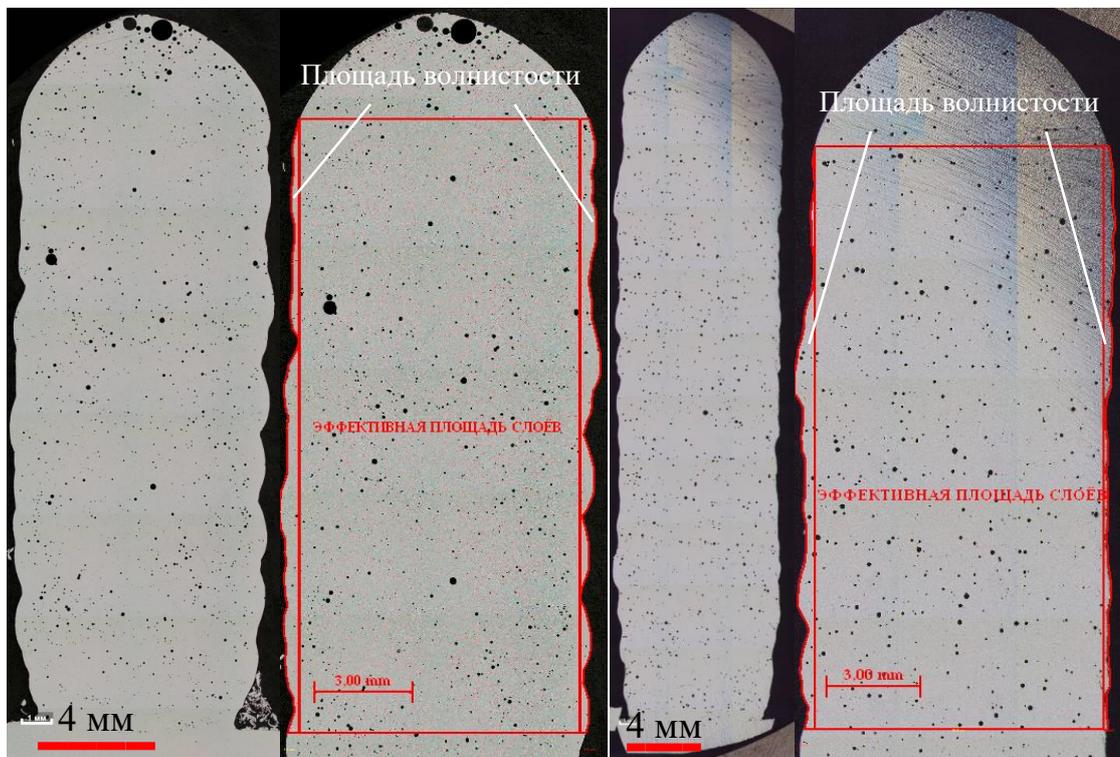
Данный полином справедлив только при соблюдении условия $B > 6$ мм (рисунок 8 зон. в).

Далее в главе представлено исследование, направленное на оценку влияния остаточной межпроходной температуры на качество наплавленных слоёв. Анализировалось количество материала, затраченного на формирование волнистости боковой поверхности, которое будет потеряно в результате последующей механической обработки (11).

$$G = \frac{100S_{\text{волн.}}}{S_{\text{э.п.с}}} \tag{11}$$

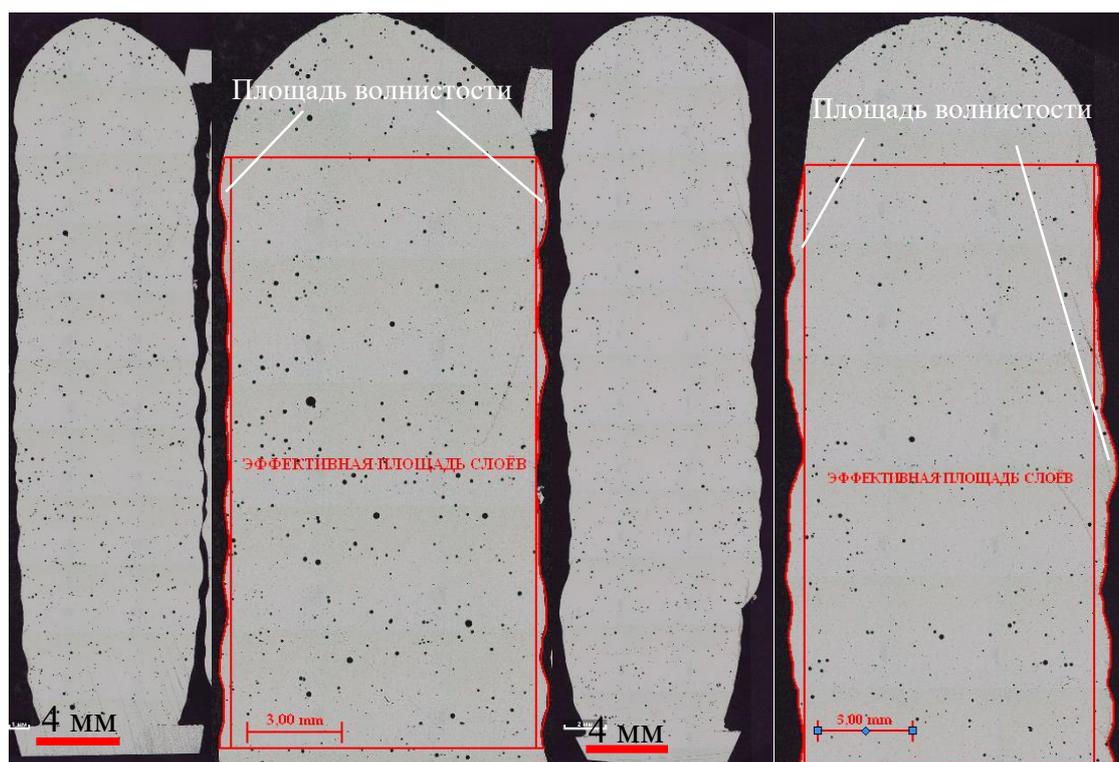
Где $S_{\text{волн}}$ – общая площадь волнистости с двух сторон, мм; $S_{\text{э.п.с}}$ – эффективная площадь наплавленных слоёв, мм.

На рисунке 11 приведён внешний вид поперечных сечений стенки, наплавленных при разных значениях межпроходной температуры.



а

б



в

г

Рисунок 11 – Поперечное сечение наплавленных образцов с измеренными эффективными площадями, параметры режима №6 (таблица 2), межпроходная температура: а – 40 °С, б -120 °С, в – 150 °С, г – 200 °С

Предварительный подогрев благоприятно сказывается на формировании наплавленных образцов. Сварочная ванна имеет более долгое время существования, за которое расплавленный металл равномернее распределяется по всей площади сечения наплавленного образца. Лучшие результаты были получены при значении межпроходной температуры равной 150 °С (таблица 4). Дальнейшее увеличение отсадочных температур приводит к потере стабильности роста. При 200 °С происходит смещение ориентации наплавленных объёмов, ухудшая формирование (таблица 4). Для корректности проводимых измерений значения общей площади волнистости были сравнены с самой минимальной эффективной площадью наплавленных слоёв, поскольку измеряемые образцы имели разную ширину поперечного сечения (12).

$$G1 = \frac{100S_{\text{волн.п}}}{S_{\text{э.п.с.min}}} \quad (12)$$

Где, $S_{\text{волн.п}}$ – общая площадь волнистости с двух сторон для любого из режимов таблицы 2, $S_{\text{э.п.с.min}}$ – эффективная площадь наплавленных слоёв образца, имеющего минимальную ширину в поперечном сечении.

Таблица 4 – Результаты измерения

Температура (°С)	G, (%)	G1 (%)
40	7,6	7,57
120	5,8	6,23
150	3,7	4,19
200	7,6	8

Далее в главе представлены результаты механических испытаний 5 образцов на режиме №4, 5, 6, 7, 8. Заготовки для механических испытаний имели толщину в один валик в слое, а их высота и длина составляла 200 мм и 250 мм соответственно. Полученная стенка подвергалась механической обработке для получения плоских образцов, которые испытывались на статическое растяжение и на ударный изгиб (рисунок 12). Результаты испытаний представлены в таблице 5.

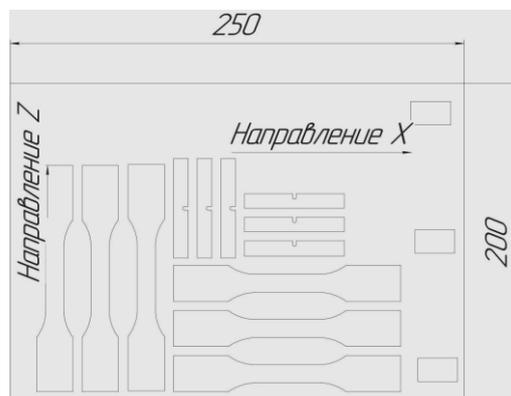


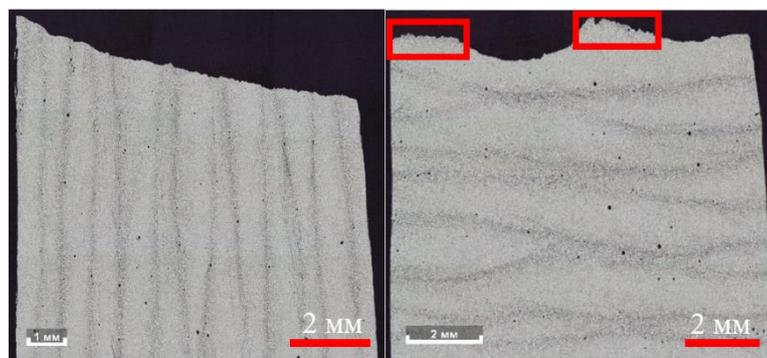
Рисунок 12 – Схема заготовки для механических испытаний

Таблица 5 – Результаты механических испытаний

№ режима	направление	σ_B (МПа)	$\sigma_{0,2}$ (МПа)	δ_5 (%)	KCV (Дж/см ²)
4	X	266	124	22,8	30,4
	Z	245	125	12	23,4
5	X	263	126	24,4	29
	Z	231	123	10,9	27,4
6	X	263	121	22	27,7
	Z	245	125	13	25,4
7	X	259	124	18,8	28
	Z	246	122	13,8	25,4
8	X	259	124	15,6	28,7
	Z	246	123	12,9	27,7
Плита ГОСТ 17232-99	-	255-265	110-120	12-13	-
Лист ГОСТ 21631-1019	-	275	130	15	-

В испытанных образцах присутствует анизотропия механических свойств в зависимости от направления растяжения. При анализе изломов установлено, что граница разрыва проходит не только между слоями, но и через тело валика (рисунок 13).

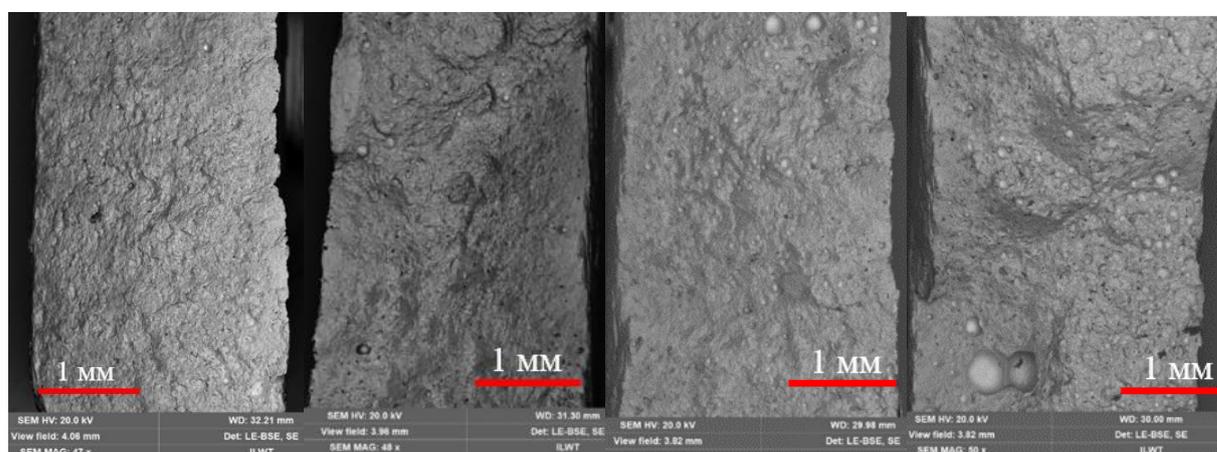
При фрактографическом анализе установлено, что строение излома вязкое, наблюдаются газовые пустоты, количество которых увеличивается в зависимости от погонной энергии дугового источника (рисунок 14).



а

б

Рисунок 13 – Внешний вид изломов, а – вдоль слоёв (напр. X), б – поперёк слоёв (напр. Z), красные области – место излома по границе двух валиков



а

б

в

г

Рисунок 14 – Внешний вид изломов, а – режим №4 (п.э. 198 Дж/мм) вдоль слоёв, б – режим №4 (п.э. 198 Дж/мм) поперек слоёв, в – режим №8 (п.э. 560 Дж/мм) вдоль слоёв, г – режим №8 (п.э. 560 Дж/мм) поперёк слоёв

В выводах отмечается, что для наиболее благоприятного формирования наплаваемых слоёв необходимо обеспечить равномерное распределение наплаваемого материала по всей длине предыдущего слоя. Проблема нехватки материала в точках старта была решена за счёт добавления задержки между включением дугового источника и стартом движения рабочего инструмента. Апробация окна параметров режима, представленного ранее, на трёхмерных объектах показала, что от стабильности сварочной ванны зависит автономность процесса выращивания. Образцы, наплавленные за пределами области стабильного формирования, требуют более частой

корректировки вылета во время выращивания. Полностью исключить изменение вылета электродной проволоки во время процесса выращивания не удалось даже при использовании режимов из благоприятного окна параметров. Возможными причинами этого могут являться хаотичное смещение валиков относительно друг друга, сварочные деформации и точность позиционирования робота манипулятора. Значение шага слоя для ранее подобранных режимов наплавки (таблица 2) представлены в таблице 6.

Таблица 6 – Значение шага слоя для отобранных режимов таблицы 2

№ режима	Значения шага слоя, мм
4	0,89
5	0,87
6	1,06
7	1,15
8	1,34

Исследования формирования наплавляемых валиков в процессе выращивания трёхмерных объектов при варьируемой межпроходной температуре показали, что выращиваемое изделие можно охлаждать до температуры 150 °С без потери стабильности наплавляемых слоёв. В результате экспериментов установлено, что при данной температуре постоянство размеров значительно повышается.

В наплавленных образцах присутствует анизотропия механических свойств, значение которой снижается с увеличением погонной энергии, однако при этом падает и общий уровень свойств наплавленного металла. Особенно это отражается на значениях относительного удлинения испытанных образцов.

В пятой главе представлены расчётные и экспериментальные данные, направленные на выявление закономерностей формирования газовых пустот в наплавленном металле.

Основной причиной образования пористости в алюминиевых сплавах является водород, растворимость которого понижается с уменьшением температуры (рисунок 15).

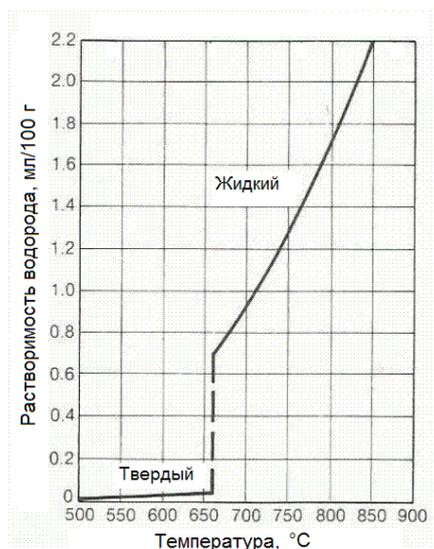


Рисунок 15 – Растворимость водорода в алюминии при давлении 1 атм.

При высокой температуре растворимость водорода в алюминии резко увеличивается. В этот момент при наличии источника газа сварочная ванна активно насыщается водородом, который поглощается жидким алюминием. В зону сварки водород попадает из сварочной проволоки, которая может иметь в себе растворённый водород или водородную микропористость. Наличие на поверхности присадочного материала оксидного слоя (корунда) также негативно влияет на газонасыщенность ванны, поскольку корунд хорошо абсорбирует влагу (таблица 7). Если сварочная проволока имеет выбоины и вмятины это способствует нарастанию неравномерного слоя оксида, что увеличивает количество влаги на присадке.

Таблица 7 – Зависимость пористости образца от времени проведения эксперимента после вскрытия герметичной упаковки с проволокой

Старт процесса наплавки после вскрытия герметичной упаковки с проволокой	Процентное содержание пористости от объёма образца (%)
Спустя 5 мин	2
Спустя 1 месяц	4,44

В эксперименте, представленном в таблице 7, сварочную проволоку вскрыли и вырастили технологическую пробу. После этого проволока не была герметично упакована и находилась в контакте с окружающей средой. Через

один месяц была выращена вторая технологическая проба, при этом все параметры процесса оставались неизменными. Процентное содержание пористости повысилось (рисунок 16).



Рисунок 16 – Поперечное сечение выращенного образца, а – наплавка сразу же после вскрытия герметичной упаковки, б – наплавка через месяц после вскрытия

По мере остывания сварочной ванны растворимость водорода начинает убывать (рисунок 15), наибольшее падение происходит при температурах кристаллизации. Благодаря процессам диффузии, между жидкой и твердой фазой происходит выделение атомарного водорода, и его рекомбинация в молекулы, скопление которых образуют газовые полости. Возникновение пузырьков происходит на границе раздела двух фаз, поскольку это энергетически более выгодно. В этот момент концентрация растворённого водорода, скорость его диффузии и время пребывания пузырька на твёрдой поверхности, где он образовался, играет ключевое значение. Если газовая полость не успеет вырасти до критического размера и оторваться от подложки, её захватит фронт кристаллизации. То есть для отсутствия пористости должно выполняться условие (13):

$$t_{\text{кр.в.}} > t_p \quad (13)$$

Где, $t_{кр.в}$ – время кристаллизации сварочной ванны, с; t_p – время, за которое пузырьёк достигнет критического объёма необходимого для всплытия, с.

Оторвавшийся от подложки пузырьёк начинает выталкиваться на поверхность. В это время происходит увеличение его диаметра за счёт изменения давления столба жидкости над ним и встречи с другими газовыми полостями. Поскольку фронт кристаллизации движется практически перпендикулярно движущемуся пузырьку (рисунок 17), при достаточно низкой скорости всплытия может произойти его захват.

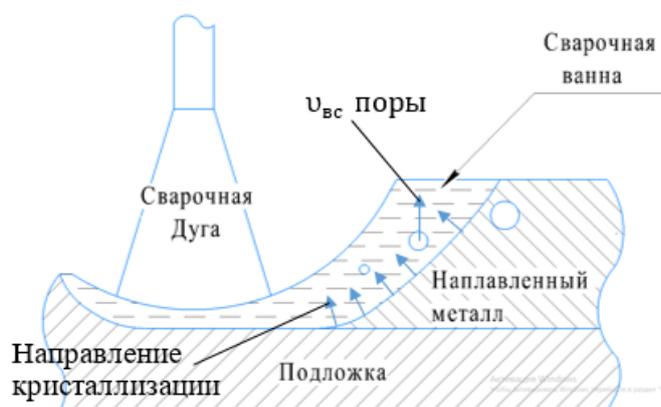


Рисунок 17 – Поперечное сечение сварочной ванны

Скорость, с которой пузырьёк выталкивается на поверхность будет зависеть от его радиуса и физических характеристик материала, согласно закону Стокса (14).

$$u_{вс} = \frac{\rho_M - \rho_G}{3\eta_M} gr^2 \quad (14)$$

Где, $u_{вс}$ – скорость всплытия газового пузырьёка, мм/с; ρ_M – плотность металла при заданной температуре, кг/мм³; ρ_G – плотность газа при заданной температуре, кг/мм³; g – ускорение свободного падения, мм/с; r – радиус пузырьёка, мм; η_M – вязкость расплава, Па*с.

Для предотвращения захвата газового пузырьёка во время всплытия должно выполняться условие (15).

$$t_{кр.в.} > t_{вс} \quad (15)$$

Где, $t_{вс}$ - время всплытия газовой полости, с.

Упрощённо члены неравенства можно представить формулами (16) и (17).

$$t_{кр.в.} = \frac{L_B}{v_{св}} \quad (16)$$

$$t_{вс} = \frac{3\eta_M h}{(\rho_M - \rho_r)gr^2} \quad (17)$$

Где, L_B – длина сварочной ванны, мм; h – высота сварочной ванны, мм.

Представленные в главе расчёты для единичных валиков показали, что для сплава АМг5 максимально возможный диаметр пор, которые будут захвачены при исследуемых параметрах режима, будет равняться 101 мкм (таблица 8).

Таблица 8 – Расчётные данные максимального диаметра газовых пузырьков при невыполнении условия (15)

Условное обозначение режима (№)	I, А	U, В	V, мм/с	t_B (с)	$t_{вс}$ (с)	r (мкм)	D (мкм)
4	92	20,1	25,9	0,158	0,159	56	112
5	115	20,5	20	0,233	0,235	46	92
6	138	23,7	20,5	0,266	0,275	49	98
7	170	26,1	19,6	0,35	0,364	50	100
8	170	26,1	15,5	0,421	0,422	52	104
Среднее значение							101

Проведённые эксперименты показывают, что большинство газовых пустот меньше рассчитанного диаметра, следовательно, причиной их появления является малое время существования сварочной ванны (рисунок 18).

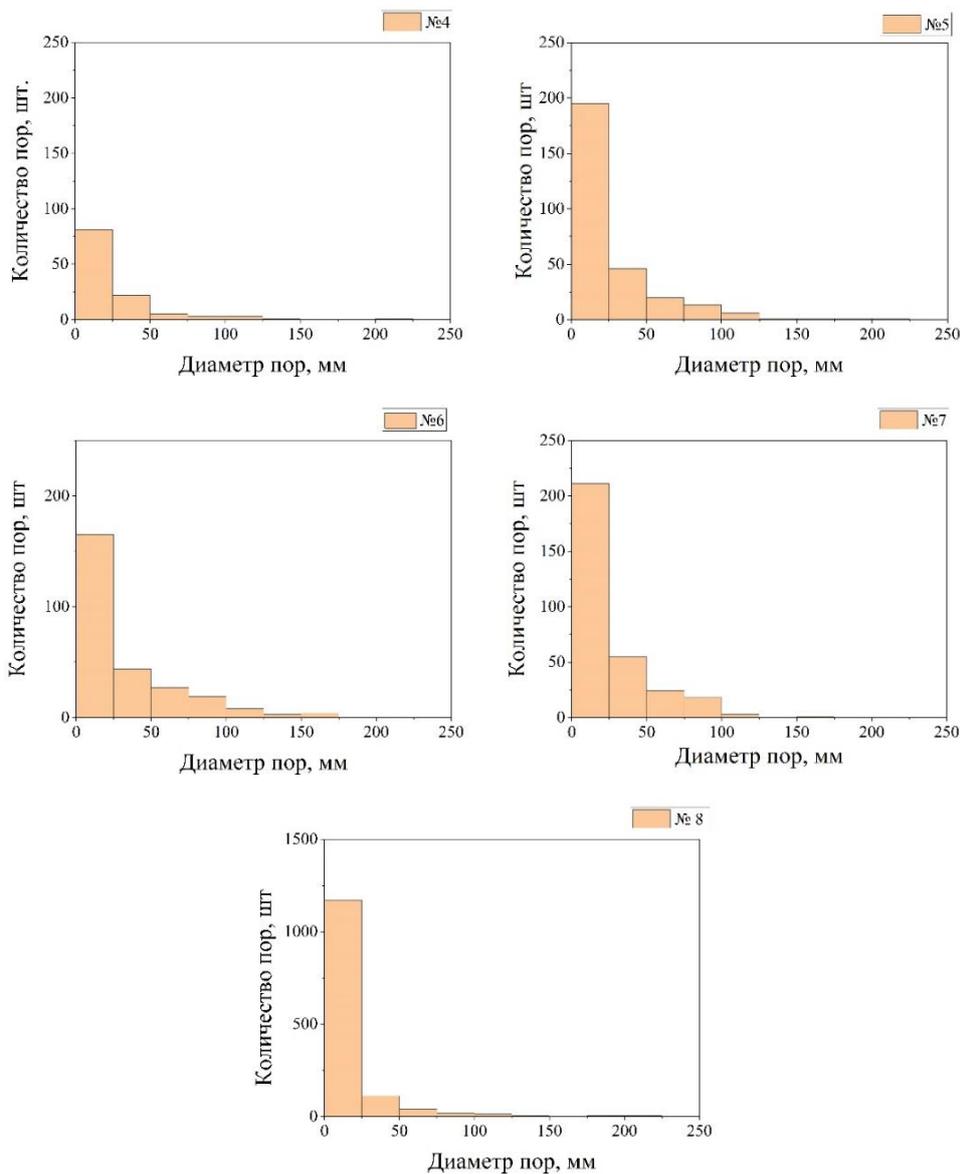


Рисунок 18 – Гистограммы распределения размера пор для режимов согласно таблице 8

Таким образом, мелкие поры 2-12 мкм (размер расстояния между дендритами) появились из-за невыполнения условия (13), более крупные поры до 101 мкм появились в результате их захвата в момент всплытия (15).

Анализ газовой пористости в образцах представленных в таблице 5 показал, что с увеличением времени существования сварочной ванны повышается процентное содержания пустот в наплавленном изделии (таблица 9).

Таблица 9 – Объёмный процент пористости в наплавленных трёхмерных образцах при варьируемом времени существования сварочной ванны

Условное обозначение (№)	Содержание объёма пор от общего объёма валика (%)	$t_{вс}$ (с)
4	0,32	0,158
5	0,61	0,233
6	0,67	0,266
7	1,31	0,35
8	1,96	0,421

При длительном существовании сварочной ванны увеличивается время для диффузии атомарного водорода, который в последующем приводит к газовой пористости. Наибольшая плотность газовых пустот наблюдается в местах сплавления двух слоёв (рисунок 19).

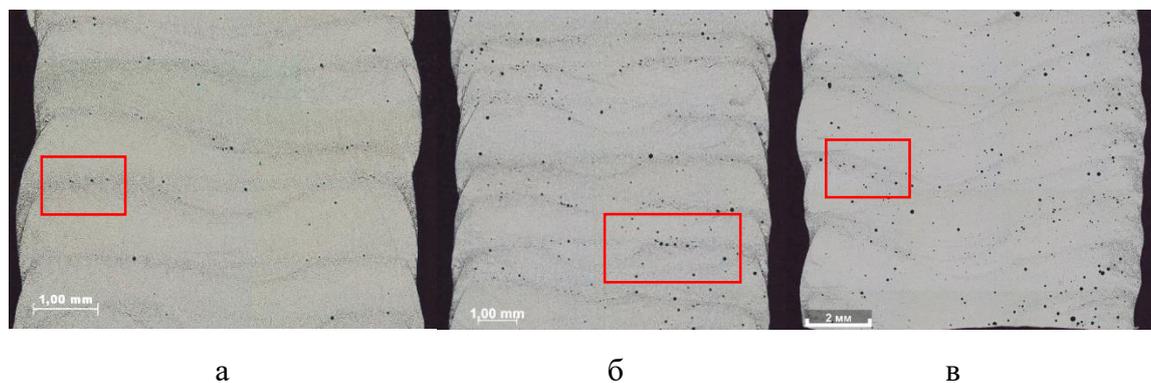


Рисунок 19 – Поперечное сечение наплавленного образца, а – режим №4 (п.э. 198 Дж/мм), б – режим № 6 (п.э. 349 Дж/мм), г – режим №8 (п.э. 560 Дж/мм)

При дальнейшем увеличении времени жизни сварочной ванны за счёт контроля межпроходной температуры наблюдается постепенное снижение концентрации газовых включений в наплавляемых образцах (рисунок 11, таблица 10).

Исходя из полученных данных следует, что после прохождения определённого пика, при котором концентрация газовой пористости будет иметь наибольшее значение, наступает спад и дегазация сварочной ванны. Значение экстремума будет зависеть от степени насыщенности сварочной ванны растворённым водородом во время процесса плавления и кристаллизации.

Таблица 10 – Объёмный процент пористости в наплавленных трёхмерных образцах при варьируемом времени существования сварочной ванны за счёт межпроходной температуры, режим №6, таблица 2

Температура предыдущего слоя (°С)	Содержание объёма пор от общего объёма валика (%)	t_{BC} (с)
40	0,67	0,266
120	1,73	0,403
150	1,45	0,534
200	0,99	0,981

Помимо дендритов местом образования и скопления газовых пузырьков могут являться интерметаллические включения. Некоторые из них кристаллизуются выше температуры солидуса основного металла, тем самым получая благоприятные условия для выделения и аккумуляции растворённого водорода. Стандартными примесными элементами алюминия являются железо и кремний, которые в небольшом количестве всегда содержатся в сварочной проволоке. В исходном материале эти примеси были обнаружены в составе интерметаллических включений Mg_2Si и Al_6FeMn (рисунок 20).

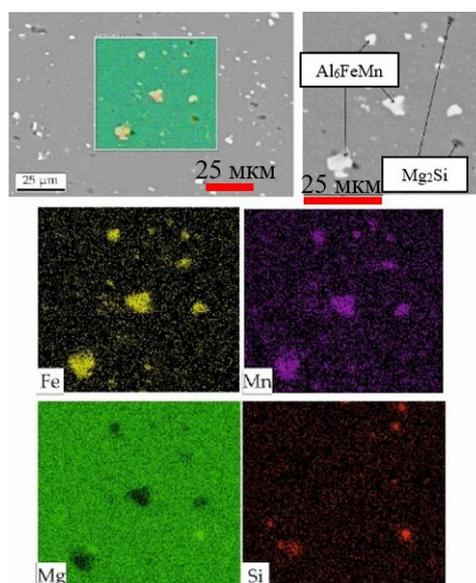


Рисунок 20 – Включения, обнаруженные в присадочном материале

Соединение Mg_2Si образуется ниже температуры солидуса, а значит оказать какое-либо влияние на порообразование оно не может. Температура Al_6FeMn находится выше температуры начала кристаллизации сплава $AMg5$ ($640^\circ C$) и равняется $653^\circ C$ (рисунок 21).

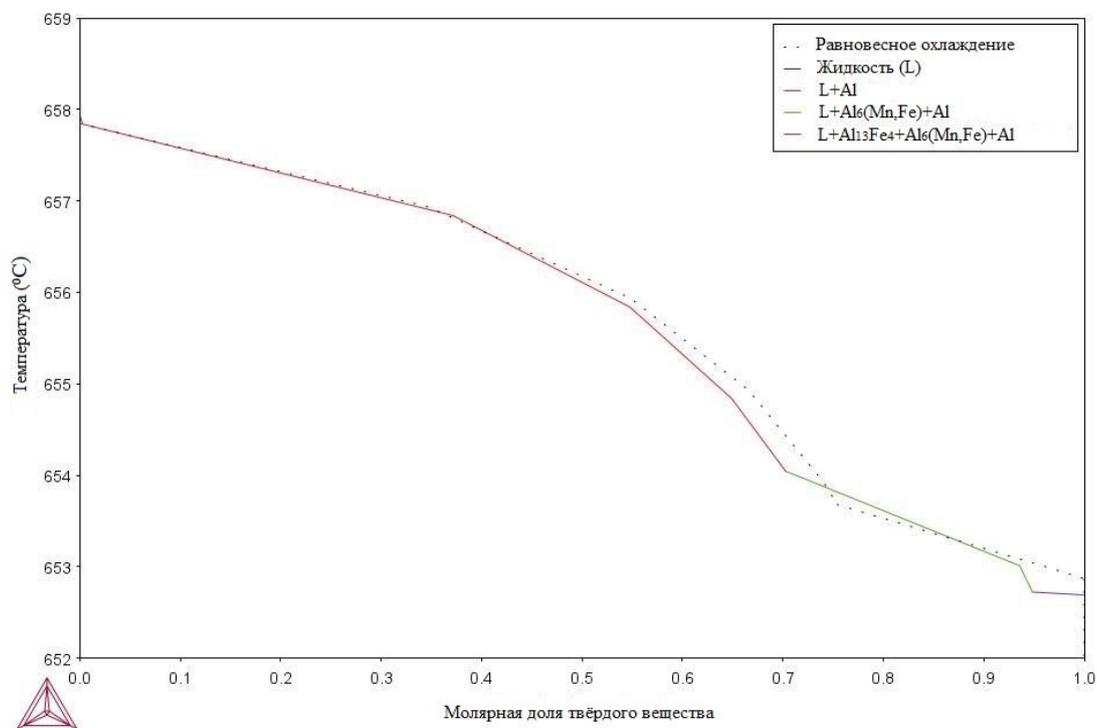


Рисунок 21 – Результаты моделирования кривых охлаждения по уравнению Шейла-Гулливера

Проведённое термодинамическое моделирование по уравнению Шейла-Гулливера показало, что при температуре $653^\circ C$ происходит образование двух химических соединений $Al_{13}Fe_4$ и Al_6FeMn , однако в исходном материале проволоки и в наплавленных образцах был обнаружен только один интерметаллид. Вероятнее всего концентрация $Al_{13}Fe_4$ слишком мала для её обнаружения, либо скорости кристаллизации во время процесса наплавки не создают благоприятных условий для появления этого химического соединения.

Для подтверждения выдвинутого предположения о возможном появлении газовых пузырьков на интерметаллических включениях был проведен спектрографический анализ с помощью просвечивающего

электронного микроскопа. В результате была найдена газовая полость с внедрённой частицей богатой железом и марганцем (рисунок 22).

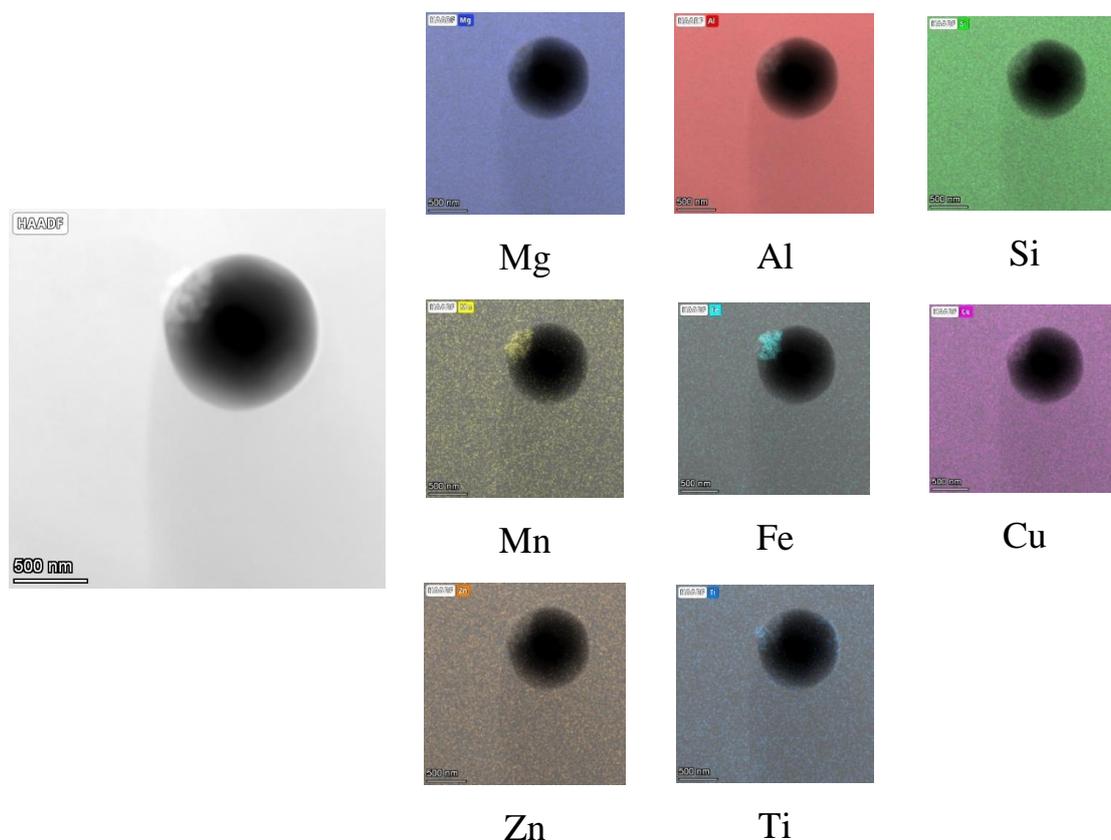


Рисунок 22 – Распределение химических элементов внутри включений

При детальном изучении снимков с меньшим увеличением около некоторых частиц Al_6FeMn наблюдаются тёмные области, вытянутые от наблюдаемого интерметаллида (рисунок 23, зона а и б), которые являются газовыми пустотами.

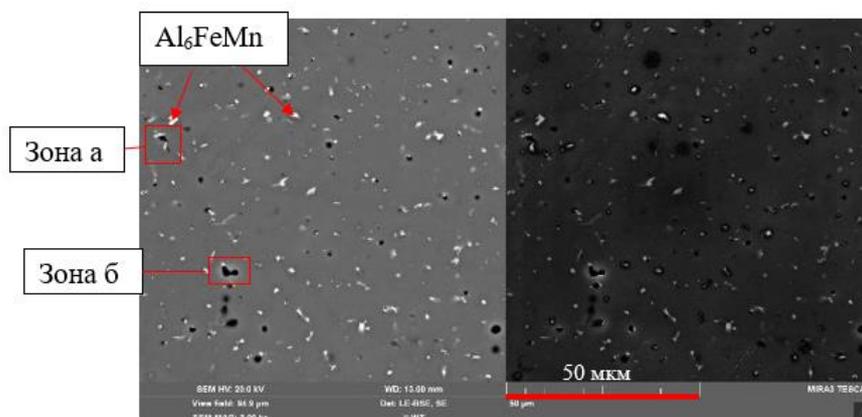


Рисунок 23 – Структура выращенного образца

Таким образом, порообразование может происходить не только в области фронта кристаллизации, но и на интерметаллических включениях, возникающих выше температуры ликвидуса основного материала.

При анализе изломов образцов (таблица 5) частицы Al_6FeMn были обнаружены в образовавшихся во время разрушения фасетках (рисунок 24).

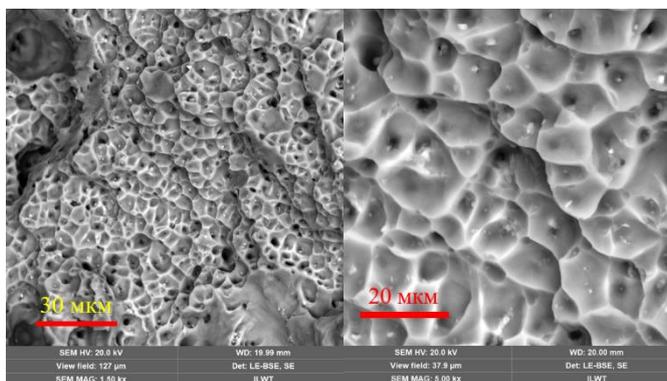


Рисунок 24 – Излом образца №6

Их влияние на механические свойства не анализировалось.

В выводах приводятся требования к наплавочным материалам:

1. Хранение присадочной проволоки должно осуществляться без прямого контакта с кислородом. В случае длительного пребывания на воздухе перед процессом наплавки необходимо осуществить процедуры травления, аналогичным при сварке.

2. Во внутренней структуре сварочной проволоки должны отсутствовать газовые включения.

3. Содержание примесных элементов, способствующих образованию газовых пустот, должно быть минимальным.

Помимо этого, большинство газовых включений, обнаруженных в исследуемых наплавленных образцах, возникают в результате низкой скорости всплытия, которая обусловлена физическими особенностями исследуемого сплава. Наибольшее влияние на процесс дегазации оказывает низкая плотность сплава АМг5, из-за этого поры диаметром до 101 мкм не успевают покинуть сварочную ванну. Объемное содержание газовых пустот в наплавленных образцах зависит от времени жизни сварочной ванны. При

малом времени кристаллизации растворённый атомарный водород не успевает выделяться и достигать больших концентраций необходимых для образования развитой газовой пористости. При длительном времени существования сварочной ванны происходит постепенная дегазация расплава, что также приводит к уменьшению пустот. Образование пузырьков газа может происходить не только вдоль фронта кристаллизации, но и на интерметаллических включениях, которые образуются из примесных элементов алюминия.

Заключение

1. Проведён анализ современного состояния науки и техники по заявленной теме научного исследования. Установлено, что большинство исследований направлено на изучение микроструктуры и свойств наплавляемого объекта, в которых делаются лишь частные выводы без формирования единых научно-технологических основ технологии прямого дугового выращивания.

2. Сформулированы требования для оборудования и материалов.

3. Составлена и апробирована методика подбора технологических параметров прямого дугового выращивания. Представленный алгоритм действий позволяет подбирать параметры режима обработки, осуществлять прогнозирование размеров наплавляемого объекта, выявлять условия стабильного роста изделия и получить необходимый объём данных для анализа структуры и дефектов.

4. Установлены зависимости размеров единичного валика от технологических режимов импульсной дуговой наплавки. Проведён анализ нестабильных зон процесса. Выявлено окно параметров обработки, обеспечивающее стабильное поведение сварочной ванны и постоянство формирования наплавляемого объекта.

5. Предложена методика компенсации недостатка материала в момент включения дугового источника. Установлена зависимость изменения линейных размеров при наплавке трёхмерных объектов. Произведена

апробация области режимов, полученной ранее, на объёмных образцах. Подобраны величины подъёма рабочего инструмента в паузах между слоями, позволяющие обеспечить автономность процесса наплавки. Определено влияние межпроходной температуры на качество формируемых слоёв, выявлено наиболее благоприятное значение. Проведены механические испытания полученных объектов.

6. Изучены условия возникновения газовой пористости. Проведены расчёты диаметров газовых пузырьков, которые будут захвачены фронтом кристаллизации в момент всплытия, для разных режимов обработки. Найдена зависимость объёмного содержания газовых пор от времени жизни сварочной ванны. Установлена возможность возникновения пузырьков на интерметаллических включениях.

Список работ, опубликованных по теме научно-квалификационной работы (диссертации)

Публикации в изданиях, рецензируемых ВАК

1. Voropaev A.A., Korsmik R.S., Tsibulsky I.A, Features of filler wire melting and transferring in wire-arc additive manufacturing of metal workpieces // *Materials*, 2021, 14(17), 5077, p. 12.
2. Voropaev A.A., Akhmetov A.D., Hassel T., Klimov G.G., Research of the structure defects at wire-feed laser and laser-arc deposition with almg6 // *Key Engineering Materials*, 2019, volume 822, pp. 504-511.

Публикации в других изданиях

3. Цибульский И.А., Воропаев А.А., М.К.-В Weiss, Ахметов А.Д., применение процесса лазерной и гибридной лазерно-дуговой сварки для выращивания частей заготовок из алюминиевых сплавов // *Сборник докладов XLVII «Неделя Науки СПбПУ»*, 2018, *Металлургия, машиностроение и транспортные системы (ИММиТ) Часть 1*, с. 60-63.
4. Voropaev A.A., Kovalenko E.K., Korsmik R.S, Tsibulsky I.A., Laser post-processing influence on the formation of the products lateral surface obtained

by the method wire additive manufacturing (WAAM) // Collection of reports BTLA
X, 2021, pp. 133-138.

Аспирант



Воропаев А.А.

(подпись)