

**МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ**

**ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
"Московский политехнический университет"**

На правах рукописи



РАСТОПЧИН Руслан Николаевич

**ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ПРИСАДОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ
СКАНДИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ
СПЛАВА 1565чМ, ВЫПОЛНЕННЫХ ПЛАЗМЕННОЙ СВАРКОЙ**

Специальность 2.6.17. «Материаловедение (технические науки)»

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор
Овчинников Виктор Васильевич

Москва 2026

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
Введение.....	5
Глава 1. АНАЛИЗ СОСТОЯНИЯ ВОПРОСА И ПОСТАНОВКА ЗАДАЧ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	12
1.1. Сварные конструкции автоцистерн из листов алюминиевых сплавов.....	12
1.2. Современные алюминиевые сплавы, применяемые для изготовления цистерн бензовозов.....	17
1.3. Скандий как легирующий элемент в алюминиевых сплавах.....	24
1.4. Алюминиевый сплав 1565ч системы Al–Mg.....	27
1.5. Характеристика свариваемости сплавов системы Al–Mg.....	30
1.6. Способы сварки, применяемые при сварке цистерн бензовозов.....	49
1.7. Цель и задачи исследования.....	66
Глава 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ.....	69
2.1. Алюминиевый сплав 1565ч.....	69
2.2. Способы сварки стыковых соединений листов алюминиевых сплавов.....	72
2.3. Плазменная сварка с полым анодом.....	75
2.4. Подготовка свариваемых кромок под сварку.....	78
2.5. Присадочная проволока.....	80
2.6. Стойкость к образованию трещин при сварке.....	82
2.7. Методы исследования физико-механических свойств сварных соединений.....	83
2.8. Методы исследования структуры сварных соединений.....	86
2.9. Измерение внутренних напряжений.....	90
2.10. Испытание листов из алюминиевых сплавов и их сварных соединений на склонность к межкристаллитной коррозии.....	90

Глава 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВОЗДЕЙСТВИЯ СВАРКИ НА СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ ЛИСТОВ СПЛАВА 1565чМ, ВЫПОЛНЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ ПРИСАДОЧНЫМИ МАТЕРИАЛАМИ.....	92
3.1. Технологические свойства листов из свариваемого алюминиевого сплава 1565чМ.....	92
3.2. Влияние легирования присадочной проволоки скандием на структуру и механические свойства соединений листов сплава 1565чМ.....	100
3.3. Механические свойства наплавленного металла при комнатной, криогенной и повышенной температурах.....	112
3.4. Влияние способа подготовки поверхности присадочной проволоки на процесс образования пор при сварке.....	123
Выводы к главе 3.....	134
Глава 4. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТЫКОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЛИСТОВ СПЛАВА 1565чМ, ВЫПОЛНЕННЫХ ПЛАЗМЕННОЙ СВАРКОЙ С ПОЛЫМ АНОДОМ.....	136
4.1. Особенности формирования шва при плазменной сварке с полым анодом.....	136
4.2. Влияние технологических условия на размеры зоны катодной очистки основной дуги при плазменной сварке с полым анодом сплава 1565чМ	146
4.3. Изменение структуры оксидной пленки на сплаве 1565ч под влиянием поверхностной лазерной очистки.....	157
4.4. Дополнительные технологические меры снижения пористости швов листов сплава 1565чМ при плазменной сварке полым анодом	165
4.5 Микроструктура сварных соединений листов сплава 1565чМ, выполненных плазменной сваркой с полым анодом.....	181
Выводы к главе 4.....	189

Глава 5. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СВАРНОЙ ЦИСТЕРНЫ БЕНЗОВОЗА ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1565чМ.....	192
5.1. Технологический процесс изготовления сварной цистерны бензовоза из алюминиевого сплава 1565чМ.....	192
5.2. Результаты опытной эксплуатации сварных цистерн бензовоза и цементовоза из листов сплава 1565чМ.....	203
Выводы к главе 5.....	205
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	206
Список литературы.....	210
Приложение 1.....	229
Приложение 2.....	230

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. Для автомобильных перевозок топлива (бензин, керосин, дизельное топливо) и сухого цемента используются специальные автомобили со сварными цистернами из алюминиевых сплавов. Наиболее широкое применение до настоящего времени при изготовлении сварных цистерн находили листы сплава АМг5М.

Для изготовления цистерны используются листы сплава АМг5М толщиной 6–7 мм, сварка которых в конструкции осуществляется с применением плазменной сварки неплавящимся электродом и полуавтоматической сварки плавящимся электродом в инертном газе (аргон).

Основными технологическими операциями при изготовлении сварных цистерн из алюминиевых сплавов являются: плазменная сварка полотнища из листовых заготовок; гибка сварного полотнища для получения обечайки; полуавтоматическая сварка плавящимся электродом продольного шва обечайки; изготовление днищ, перегородок и опорного узла цистерны; варка в обечайку перегородок и других арматурных узлов; приварка к обечайки днищ; общая сборка цистерны с применением полуавтоматической сварки плавящимся электродом; зачистка швов и проверка качества сварки; грунтовка и покраска обечайки.

Плазменная сварка применяется для сварки продольных швов заготовок при сборке полотнища, из которого затем осуществляется формование обечайки цистерны гибкой на трехвалковых гибочных станах. При сварке кольцевых швов, а также при монтаже люков и другого навесного оборудования применяется аргонодуговая сварка плавящимся электродом.

К сварным соединениям предъявляются высокие требования по прочности при нормальной и пониженной температуре, герметичности, хорошей формуемости при гибке днища и перегородок цистерны.

При изготовлении сварных автоцистерн из алюминиевых сплавов большое внимание производителями уделяется снижению массы цистерны.

Для решения этой задачи перспективным направлением является применение для изготовления сварной цистерны алюминиевого сплава, обладающего более высокой прочностью при сохранении высокого значения относительного удлинения по сравнению с применяемым сплавом АМг5М.

Перспективным материалом для изготовления автоцистерн, обладающим более высокими механическими свойствами по сравнению со сплавом АМг5М, является сплав 1565чМ, поставляемый компанией «Самарский металлургический завод».

В этой связи актуальным становится исследование свойств и структуры сварных соединений листов сплава 1565чМ при плазменной сварке и определение рационального состава присадочной проволоки.

Степень разработанности темы. Большой вклад в решение проблемы повышения комплекса свойств сварных соединений алюминиевых сплавов при сварке плавлением внесли ученые Штрикман М.М., Лукин В.И., Арбузов Ю.П., Дриц А.М., Филатов Ю.А., Рязанцев В.И., Овчинников В.В., Рабкин Д.М., Третьяк И.Г., Ищенко А.Я., Никитина Е.В., Покляцкий А.Г., Stano S., Kohei Ono, Gabor R., Toshlyuki Hasegawa и др.

Целью диссертационной работы является определение зависимости свойств и структурно-фазового состояния сварных соединений от параметров режима и содержания скандия в присадочной проволоке при плазменной сварке листов алюминиевого сплава 1565чМ системы Al–Mg.

Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие задачи:

1. Исследовать показатели свариваемости листов алюминиевого сплава 1565чМ в условиях сварки плавлением.
2. Установить влияние основных параметров режима плазменной сварки и состава присадочной проволоки на механические свойства и структуру сварных соединений листов сплава 1565чМ.

3. Определить влияние содержания скандия в присадочной проволоке на механические свойства и структуру металла шва сплава 1565чМ при плазменной сварке.

4. Исследовать возможность применения скальпирования присадочной проволоки и лазерной зачистки свариваемых кромок листов сплава 1565чМ при плазменной сварке для получения бездефектных соединений, а также кинетику изменения состава и толщины поверхностной оксидной пленки со временем после обработки.

5. Определить влияние лазерной зачистки поверхности листов сплава 1565чМ перед сваркой на структуру оксидной пленки и интенсивность порообразования в процессе плазменной сварки.

6. Изучить механические свойства стыковых соединений листов сплава 1565чМ, полученных плазменной сваркой с присадочной проволокой с легированием и без легирования скандием, при нормальной, повышенной и пониженной температуре.

Научная новизна работы заключается в следующем:

1. Установлено, что введение скандия в присадочную проволоку в количестве 0,15 – 0,20 масс. % полностью подавляет образование трещин при сварке плавлением листов из сплава 1565чМ.

2. Показано, что в процессе сварки листов из сплава 565чМ присадочной проволокой Св1575, легированной скандием, формируется мелкозернистая литая структура с равномерным распределением упрочняющих фаз (типа Al_3Sc), как по границам, так и в объеме зерен.

3. Установлено, что скальпирование алюминиевой проволоки Св1575 приводит к образованию на поверхности тонкого слоя, состоящего из оксида алюминия Al_2O_3 с небольшим количеством оксида магния MgO , формированию сжимающих напряжений и снижению в нем концентрации магния с 5,9% до 2 масс. %.

4. Показано, что лазерная очистка листов из сплава 1565чМ приводит к изменению цвета поверхности с темно-серого до светло-серебристого, что

обусловлено формированием пленки, состоящей из оксидов алюминия Al_2O_3 и магния MgO , и снижением ее толщины с 345 – 415 мкм до 10 – 26 мкм.

Теоретическая и практическая значимость:

На основании полученных результатов исследований разработана производственная инструкция по плазменной сварке листов алюминиевого сплава 1565чМ. Также получены следующие результаты, имеющие важное практическое значение:

1. Определены диапазоны содержания скандия в присадочной проволоке, обеспечивающие измельчение зерна в металле шва и повышение его деформационной способности при калибровке обечайки автоцистерны.

2. Разработан технологический процесс плазменной сварки с полым катодом, позволяющий существенно сократить количество дефектных участков швов, подлежащих исправлению подваркой. Разработанный процесс был внедрен на машиностроительном заводе «БЕЦЕМА» при изготовлении сварных автоцистерн бензовозов и цементовозов, что подтверждено соответствующим актом.

3. Разработан технологический процесс плазменной сварки конструкций с полым анодом, сочетающий процесс лазерной очистки поверхности свариваемых кромок листов из сплава 1565чМ со скальпированием поверхности присадочной проволоки, что позволили исключить использование химических методов подготовки материалов к сварке.

4. Результаты работы были использованы в учебно-образовательный процессе Московского политехнического университета при подготовке курса лекций по дисциплине «Оборудование и технологии обработки материалов концентрированными потоками энергии» по направлению 22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов», что подтверждено соответствующим актом.

Положения, выносимые на защиту:

1. Совокупность экспериментальных данных о критериях выбора параметров режима плазменной сварки листов алюминиевого сплава 1565чМ, обеспечивающих формирование стыковых соединений без внутренних дефектов;

2. Экспериментальные результаты по влиянию скальпирования присадочной проволоки и лазерной зачистки поверхности свариваемых заготовок на качество сварных соединений листов сплава 1565чМ.

3. Совокупность экспериментальных данных по влиянию легирования присадочной проволоки скандием на средний размер зерна в металле шва и его деформационную способность при нормальной и повышенной температуре.

4. Результаты исследований механических свойств стыковых соединений алюминиевого сплава 1565чМ при нормальной, пониженной и повышенной температурах испытаний.

Методы исследования и достоверность полученных результатов.

Методологической основой исследования послужили работы ведущих российских и зарубежных ученых, государственные стандарты РФ. Результаты экспериментальных исследований получены с использованием современных методов исследования структуры и свойств материалов, а также сертифицированного испытательного оборудования. Показана воспроизводимость результатов.

Реализация результатов работы.

Результаты диссертационной работы использованы при разработке технологических процессов автоматической плазменной сварки автомобильных цистерн бензовозов и цементовозов из листов деформируемого алюминиевого сплава 1565чМ.

Результаты работы были внедрены в учебно-образовательный процесс подготовки бакалавров по направлению 22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов».

Степень достоверности результатов.

Все результаты получены на современном оборудовании с использованием лицензионного программного обеспечения. Стандартные испытания и исследования проводились в соответствии с требованиями научно-технической документации, действующей на территории Российской Федерации (ГОСТ и ISO). Сформулированные в диссертации научные положения, выводы и рекомендации подтверждены теоретическими решениями и экспериментальными данными.

Апробация работы.

Результаты работы доложены и обсуждены на пяти научно-практических конференциях, в том числе: 6-ой Всероссийской научно-технической конференции с международным участием «Перспективы развития технологий обработки и оборудования в машиностроении» (г. Курск, 2021 г.); Международной научно-технической конференции «СМиС-2023. Инновационные технологии в управлении качеством» (Россия, Москва, 17–19 мая 2023 г.); Международной научно-практической конференции «Алюминий -21/СВАРКА И ПАЙКА» (Россия, Санкт-Петербург, 20–22 ноября 2021 г.); *Международной научно-технической конференции «СМиС-2024. Технологии управления качеством»*, (Россия, Москва, 22–24 мая 2024 г.); *Международной научно-технической конференции «СМиС-2025. Технологии управления качеством»*, (Россия, Москва, 21–23 мая 2025 г.);

Личный вклад автора состоит в его непосредственном и активном участии в формировании цели и задач исследования, в проведении теоретических и экспериментальных исследований, анализе и обработке полученных результатов, их обобщении, формулировке рекомендаций и выводов по диссертации, а также написании публикаций в журналах и докладов на научных конференциях.

Публикации: основное содержание диссертации отражено в 14 научных работах в рецензируемых научных журналах, сборниках и трудах конференций, из них 10 статей опубликовано в рецензируемых научных

журналах из Перечня ВАК РФ, из которых переведены в журналах, включенных в международные системы цитирования Scopus и/или Web of Science – 2.

Глава 1. АНАЛИЗ СОСТОЯНИЯ ВОПРОСА И ПОСТАНОВКА ЗАДАЧ ИССЛЕДОВАНИЯ

1.1. Сварные конструкции автоцистерн из листов алюминиевых сплавов

Для автомобильных перевозок топлива (бензин, керосин, солярка) и сухого цемента используются специальные автомобили со сварными цистернами из алюминиевых сплавов (рис. 1.1). Наиболее широкое применение до настоящего времени при изготовлении сварных цистерн находили листы сплава АМг5М толщиной 6–7 мм.



а



б

Рисунок 1.1 – Сварные цистерны бензовоза (а) и цементовоза (б)

Основными технологическими операциями при изготовлении сварных цистерн из алюминиевых сплавов являются: плазменная сварка полотнища из листовых заготовок; гибка сварного полотнища для получения обечайки; полуавтоматическая сварка плавящимся электродом продольного шва обечайки; изготовление днищ, перегородок и опорного узла цистерны; варка в обечайку перегородок и других арматурных узлов; приварка к обечайки днищ; общая сборка цистерны с применением полуавтоматической сварки плавящимся электродом; зачистка швов и проверка качества сварки; грунтовка и покраска цистерны.

Для изготовления цистерн для перевозки топлива используются листовые заготовки из алюминиевых сплавов типа АМг5, из которых гибкой производится формовка цилиндрической заготовки цистерны (рис. 1.2). Учитывая диаметр цистерны, который во многом определяет ее вместимость, для ее изготовления путем гибки из листовой заготовки не достаточно стандартного листа алюминиевого сплава размерами 1500x3000 мм. Поэтому до формовки цилиндрической части цистерны выполняют сварку заготовки (полотнища) из пяти частей четырьмя швами длиной 3 м.



а



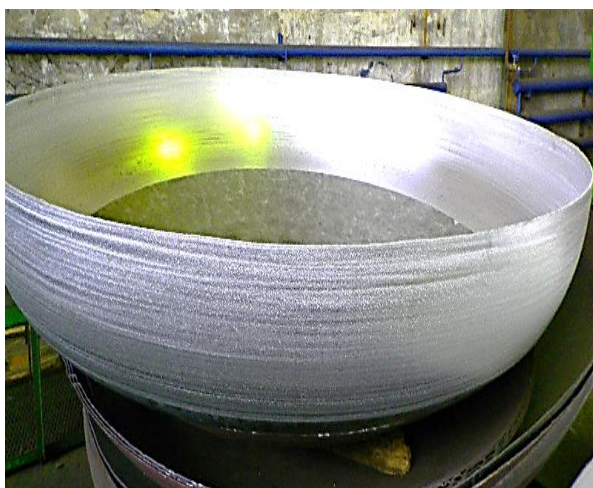
б



в

Рисунок 1.2 – Этапы технологического процесса изготовления сварной цистерны:
а – сварка продольных швов полотнища; *б* – гибка обечайки из полотнища;
в – сварка продольного шва обечайки

Помимо самой обечайки цистерны с помощью операций сварки заготовок и последующей их гибки изготавливаются днища, перегородки и опорный узел (рис. 1.3).



а



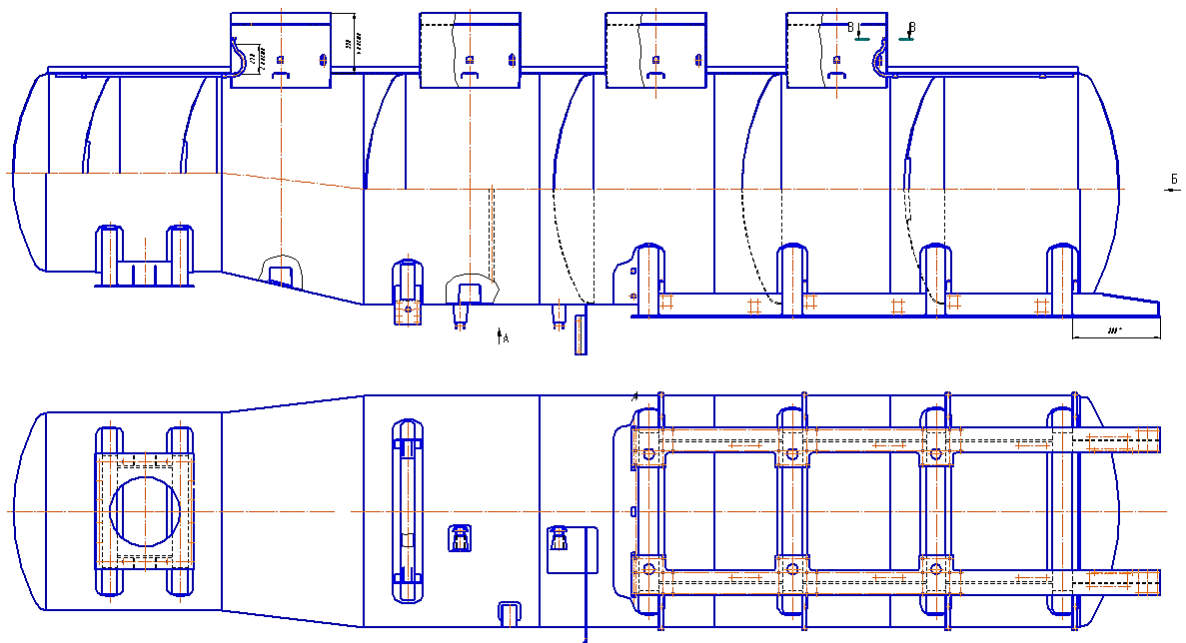
б



В

Рисунок 1.3 – Сварные узлы, входящие в конструкцию цистерны: *а* – днище; *б* – перегородка; *в* – опорный узел

При изготовлении обечайки цистерны бензовоза длина продольных сварных швов составляет 6000 мм. Две обечайки свариваются кольцевым поперечным швом для формирования емкости на 12-ти метровый бензовоз (рис. 1.4).



а



В



В

Рисунок 1.4 – Схема сварной цистерны 12-ти метрового бензовоза (а), общая сборка сварной цистерны бензовоза (б) и сварные швы на обечайке бензовоза (в)

Основными технологическими операциями при изготовлении сварных цистерн из алюминиевых сплавов являются: плазменная сварка полотнища (карты) из листовых заготовок для обечаек бензовозов и цементовозов, деталей опорных узлов цементовозов; а также полуавтоматическая сварка плавящимся электродом замыкающего продольного шва обечайки; установка

и сварка в обечайке перегородок и других арматурных узлов; приварка к обечайке днищ; общая сборка цистерны с применением полуавтоматической сварки плавящимся электродом; гибка сваренного полотнища в обечайку; изготовление днищ, перегородок и опорного узла цистерны; зачистка швов и проверка качества сварки; грунтовка и покраска обечайки.

К сварным соединениям предъявляются высокие требования по прочности при нормальной и пониженной температуре, герметичности, хорошей деформируемости при холодной гибке днища и перегородок цистерны.

1.2. Современные алюминиевые сплавы, применяемые для изготовления цистерн бензовозов

Для изготовления сварных цистерн бензовозов и цементовозов в настоящее время широко применяются листы алюминиевых сплавов системы Al-Mg [1–4].

К этой группе относятся термически неупрочняемые сплавы с содержанием магния от 1 до 6,8%. В России это сплавы АМг1, АМг2, АМг4, АМг5, АМг6 и другие. За рубежом это сплавы серии 5xxx, такие как 5052, 5083, 5054, 5056, 5182 и другие. Из этих сплавов изготавливают все виды полуфабрикатов: листы, плиты, профили, трубы, штамповки, проволоку [1–6].

Отличительной особенностью этих сплавов является то, что, обладая прочностью в широком интервале значений, они обладают хорошей способностью к формообразованию, высокой общей коррозионной стойкостью и прекрасной свариваемостью плавлением.

Сварные соединения практически равнопрочны с основным материалом в отожженном состоянии и очень пластичны.

Эти сплавы широко используются в коммерческом транспорте, судостроении, авиации и военной технике.

В системе Al–Mg наиболее близким к алюминию является соединение Al_3Mg_2 (β -фаза), которое образует с твердым раствором на основе алюминия эвтектическую систему. Эвтектическая точка соответствует 33% Mg. Растворимость магния в алюминии большая $\sim 15,5\%$ Mg при 450°C и снижается до $\sim 1,4\%$ Mg при комнатной температуре [2–4, 7].

Поскольку промышленные сплавы, как правило, содержат железо, кремний, марганец, то фазовый состав сплавов содержит нерастворимые фазы AlFeSiMn, а также может появляться растворимая фаза Mg_2Si . Магний существенно влияет на свойства этих сплавов (рис. 1.5).[2–4, 8, 9].

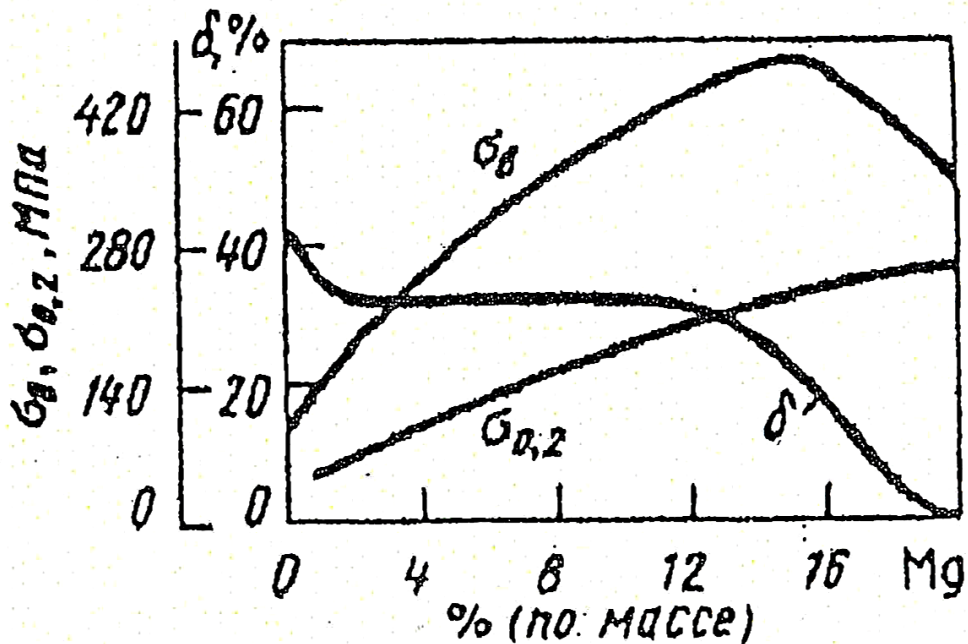


Рисунок 1.5 – Влияние содержания магния на механические свойства сплава Al–Mg

Каждый 1% магния повышает прочность на $\sim 25\text{--}30$ МПа. С ростом содержания магния от 1 до 8% прочностные свойства увеличиваются; при этом пластичность остается примерно на одном уровне.

Добавка марганца также способствует росту прочностных свойств этих сплавов, как собственно за счет легирования марганцем, так и за счет сохранения в полуфабрикатах нерекристаллизованной структуры, однако, увеличение марганца снижает пластичность сплавов.

При содержании Mg до 4,5% сплавы имеют высокую коррозионную стойкость после любых нагревов, при более высоком содержании магния (более 5%) при неблагоприятной термической обработке может снижаться стойкость к коррозионному разрушению под напряжением.

Сплавы системы Al–Mg могут дополнительно упрочняться холодной деформацией (состояние поставки H, H2, H116), а также холодной деформацией с последующим отжигом (например, состояние H321 и H24). Холодная деформация до 35% не влияет на коррозионную стойкость сплавов и свариваемость. При этом значительно увеличиваются прочностные свойства. Однако необходимо учитывать, что зона термического влияния (ЗТВ) будет иметь после сварки нагартованного материала свойства близкие к свойствам отожженного материала [2–4, 14].

Большое влияние на свойства сплавов системы Al–Mg оказывают даже тысячные доли процента натрия, который может попадать в сплавы при плавке и литье слитков. Натрий сильно повышает горячеломкость сплавов, поэтому обычно содержание натрия должно быть меньше 0,0004–0,0006%.

Положительное влияние на свойства этих сплавов оказывает добавки титана и других элементов, измельчающих зерно.

Химический состав и типичные механические свойства основных Al–Mg сплавов приведены в таблицах 1.1–1.4, а свойства сплавов AMg2, AMg3, AMg5 и AMg6 по ГОСТам в таблице 1.5 [2–4, 10–13].

Следует отметить, что в составе сплавов AMg5 и AMg6 присутствует бериллий в количестве 0,001–0,005%.

Таблица 1.1 – Химический состав сплавов системы Al–Mg по основным компонентам

Обозначение		Массовая доля элементов									
Буквенная	Цифровая	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al	Примеси
AMг1	1510	0,3	0,7	0,2	0,2	0,5– 1,0	0,1	0,25	–	Ост.	0,15
AMг2	1520	0,4	0,5	0,15	0,1– 0,5	1,8– 2,6	0,05	0,15	0,15	Ост.	0,15
AMг3	1530	0,5– 0,8	0,5	0,1	0,3– 0,6	3,2– 3,8	0,05	0,2	0,1	Ост.	0,15
AMг4	1540	0,4	0,5	0,1	0,2– 0,7	3,5– 4,5	0,05– 0,25	0,25	0,15	Ост.	0,15
AMг5	1550	0,5	0,5	0,1	0,3– 0,8	4,8– 5,8	–	0,2	0,02– 0,1	Ост.	0,10
AMг6	1560	0,4	0,4	0,1	0,5– 0,8	5,8– 6,8	–	0,2	0,02– 0,1	Ост.	0,10

Таблица 1.2 – Типичные физические свойства алюминиевых сплавов системы Al–Mg

Сплав	Состояние	Теплопроводность при 25 °С, $\text{кал} \cdot (\text{см} \cdot \text{с} \cdot \text{°C})^{-1}$	Электросопротивление, $\text{мкОм} \cdot \text{см}$	Плотность, $\text{г}/\text{см}^3$	Средний коэффициент термического расширения, при 20–100 °С, $\alpha \cdot 10^6, (\text{°C})^{-1}$	Удельная теплоемкость при 100 °С, $\text{кал} \cdot (\text{г} \cdot \text{°C})^{-1}$	Интервал температур плавления, °С
AMг1	М	0,44	3,4	2,7	23,4	0,22	638–657
AMг2	М	0,37	4,8	2,68	24,2	0,23	627–652
AMг3	М	0,35	4,9	2,67	23,5	0,21	593–643
AMг4	М	0,32	6,1	2,67	23,8	0,23	585–641
AMг5	М	0,28	5,9	2,65	24,1	0,23	571–638
AMг6	М	0,28	6,7	2,64	24,7	0,22	563–622

Таблица 1.3 – Типичные механические свойства алюминиевых сплавов системы Al–Mg при комнатной температуре

Сплав и состояние поставки	Вид полуфабриката	E	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ_S	σ_{cp}	НВ
		МПа			%	МПа	
AMг1М	Катаные	69000	50	120	28	110	30
AMг2М	Катаные	70000	90	190	23	125	45
AMг2П	Катаные	70000	210	250	8	140	68
AMг2Н	Катаные	71000	230	280	5	165	77
AMг3М	Катаные	70000	120	235	22	166	58
AMг3П	Катаные	70000	230	270	8	160	75
AMг4М	Катаные	69000	140	270	23	160	–
AMг4П	Катаные	69000	240	320	12	190	–
AMг5М	Катаные	69000	180	300	20	180	65
AMг5Н	Катаные	70000	320	420	10	220	100
AMг6М	Катаные	70000	170	340	20	210	–
AMг6Н	Катаные	70000	280	380	6	–	–

Таблица 1.4 – Типичные механические свойства алюминиевых сплавов системы Al–Mg при различных температурах (кратковременные испытания)

Сплав и его состояние	Полуфабрикат	Свойства	Температура испытания, °С							
			-253	-196	-70	20	100	150	200	250
AMг2М	катаные	σ_B , МПа	–	310	200	190	170	160	130	77
		$\sigma_{0,2}$, МПа	–	160	90	80	80	70	60	–
		δ , %	–	50	38	23	26	35	51	62
AMг2П	катаные	σ_B , МПа	500	380	280	260	260	220	160	80
		$\sigma_{0,2}$, МПа	280	260	220	210	210	190	100	50
		δ , %	40	30	21	14	16	25	40	80
AMг2Н	катаные	σ_B , МПа	630	440	330	290	–	250	160	90
		$\sigma_{0,2}$, МПа	380	330	280	260	–	210	100	70
		δ , %	32	25	11	8	–	24	40	60
AMг3М	катаные	σ_B , МПа	450	350	250	235	230	195	140	80
		$\sigma_{0,2}$, МПа	125	120	105	100	100	100	90	70
		δ , %	41	42	35	22	23	44	52	73
AMг5М	катаные	σ_B , МПа	580	400	310	300	270	230	180	140
		$\sigma_{0,2}$, МПа	190	170	160	150	140	140	120	90
		δ , %	24	28	24	20	29	37	48	55
AMг6М	катаные	σ_B , МПа	545	470	350	320	300	250	190	160
		$\sigma_{0,2}$, МПа	195	185	175	170	150	130	120	100
		δ , %	24,5	26	25	24	31	37	43	45

Таблица 1.5 – Механические свойства сплавов системы Al-Mg. Листы (ГОСТ 22631), плиты (ГОСТ 17232) и профили (ГОСТ 8617)

Сплав	Полуфабрикат	Состояние	Обозначение	Толщина, мм	Механические свойства, не менее		
					σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
АМг2	листы	отожженные	АМг2М	От 0,5 до 1,0	165	–	16,0
				Св 1,0–10,5	165	–	18,0
		полунагартованные	АМг2Н2	От 0,5 до 1,0	235–314	145	5,0
				Св 1,0–10,5	235–315	145	6,0
		нагартованные	АМг2Н	От 0,5 до 1,0	265	215	3,0
				Св 1,0–10,5	265	215	4,0
	плиты	Без термической обработки	АМг2	От 11 до 25	175	–	7,0
				Св 25 до 80	155	–	6,0
	профили	Без термической обработки	АМг2	Все размеры	147–225	59	13,0
			АМг2М				
АМг3	листы	отожженные	АМг3М	Св 0,6 до 4,5	195	100	15,0
				Св 4,5–10,5	185	80	15,0
		полунагартованные	АМг3Н2	Св 0,5 до 1,0	245	195	7,0
				Св 1,0 до 4,0	245	195	7,0
		Без термической обработки	АМг3	от 5 до 6,0	185	80	12,0
				Св 6,0 до 10,5	185	80	15,0
	Плиты	Без термической обработки	АМг3	от 11 до 25	185	69	12,0
				Св 25 до 80	165	59	11,0
	Профили	Без термической обработки	АМг3	Все размеры	176	78	12,0
			АМг3М				

АМг5	листы	отожженные	АМг5М	0,5 до 0,6	275	135	15,0	
				0,6 до 4,5	275	145	15,0	
				Св 4,5 до 10,5	275	130	15,0	
		Без термической обработки		АМг5	5,0 до 6,0	275	130	12,0
					Св 6,0 до 10,5	275	130	15,0
	плиты	Без термической обработки		АМг5	От 11 до 25	265	120	13,0
Св 25 до 80					255	110	12,0	
профили	Без термической обработки	отожженные	АМг5	Все размеры	255	127	15,0	
								АМг5М
АМг6	листы	отожженные	АМг6М	0,5–0,6	305	145	15,0	
				Св 0,6 до 10,5	315	155	15,0	
				от 5,0 до 10,5	315	155	15,0	
	плиты	Без термической обработки		АМг6	От 11 до 25	305	145	11,0
					Св 25 до 50	295	135	6,0
					Св 50 до 80	275	130	4,0
	профили	Без термической обработки	отожженные	АМг6	Все размеры	314	157	15,0
АМг6М								

В морском судостроении уже более тридцати лет успешно применяют свариваемый сплав 1561. Из этого сплава изготавливают все виды полуфабрикатов. Сплав 1561 имеет высокие прочностные свойства за счет высокого содержания Mg и Mn, но является весьма трудоемким в металлургическом производстве и имеет более низкую технологическую пластичность, чем сплавы с содержанием менее 6% Mg.

В тоже время применение сплавов системы Al–Mg, и в частности сплава АМг5, для изготовления сварных цистерн бензовозов и цементовозов не позволяет снизить толщину стенки цистерны менее 7 мм. Для снижения массы самой цистерны и тем самым повышения ее эффективности по загрузке при одинаковом давлении на ось является применение сплавов с более высокой

прочностью в отожженном состоянии по сравнению со сплавом АМг5М. Это позволит снизить толщину листа, применяемого для изготовления сварных цистерн.

Для повышения прочностных свойств листов сплавов системы Al–Mg в качестве одной из мер было предложено легирование сплавов скандием.

1.3. Скандий как легирующий элемент в алюминиевых сплавах

Основным методом упрочнения сплавов системы Al–Mg является холодная деформация (нагартовка). Этот способ упрочнения обширно используется в промышленности для повышения прочности листов и реже плит, предел прочности при этом повышается примерно на 25 %, а предел текучести – в 2 раза по сравнению с отожженным состоянием [15].

Основные недостатки этого способа упрочнения: пониженная пластичность (6–9 %), снижение прочности материала в зоне сварки и невозможность его использования для большинства остальных полуфабрикатов, кроме листов и плит [16–22].

Более эффективным является дополнительное введение в эти сплавы циркония и скандия [17, 18, 23–28].

Скандий оказался наиболее эффективным легирующим компонентом из всех ранее известных; выделения фазы Al_3Sc значительно более дисперсные, чем выделения алюминидов Zr. Скандий при содержании в сплавах от 0,15 до 0,25 % обеспечивает весьма высокий эффект дисперсионного твердения слитков при правильно подобранных температурных режимах их обработки [18–20].

Упрочнение от введения скандия в равной мере обуславливается воздействием формирования в полуфабрикате субзеренной структуры и непосредственным дисперсионным твердением. Малое введение скандия и циркония в сплав повышают предел текучести почти в 2 раза [22–31].

Наряду с дисперсионным твердением в Al–Mg–Sc сплавах действуют механизмы твердорастворного и структурного упрочнения (образование в деформированном полуфабрикате полигонизованной структуры). Высокая степень дисперсности и плотности распределения в матрице термически стабильных Al_3Sc частиц способствуют значительному повышению температуры рекристаллизации деформированных полуфабрикатов из сплавов Al–Mg–Sc. Холоднокатаные листы из этих сплавов, отожженные при температуре 300–400 °С, имеют полностью нерекристаллизованную структуру. Устойчивая нерекристаллизованная структура наблюдается в сплавах и после горячей деформации при температурах до 450 °С. При температурах выше 450 °С, как правило, наблюдается формирование частично рекристаллизованной структуры [32–34].

Скандий обладает также самым сильным антирекристаллизационным действием, обеспечивающим возможность выпускать все виды полуфабрикатов, в том числе тонкие холоднокатаные листы (до 90 % суммарного обжатия при холодной прокатке), с полностью нерекристаллизованной структурой после технологических нагревов.

Образование Al_3Sc может также происходить при температурах, используемых для гомогенизации, или отжига с образованием твердого раствора термообрабатываемых сплавов. Образующиеся в этих условия частицы Al_3Sc крайне дисперсны и значительно упрочняют сплав. Тем не менее, дисперсные выделения Al_3Sc очень эффективно препятствуют движению границ зерен в материале. Это приводит к хорошей стойкости к рекристаллизации материала после формовочных операций, таких как прокатка, штамповка и ковка. Нерекристаллизованная структура может улучшить такие свойства, как прочность, пластичность, вязкость и коррозионную стойкость.

На основании проведенных исследований к настоящему времени разработана большая группа деформируемых сплавов системы Al–Mg–Sc, отличающихся друг от друга, в основном, содержанием магния (от 0,9 до 6,3

%). Все эти сплавы относятся к категории термически неупрочняемых. Наибольшее распространение среди этих сплавов получил сплав 01570, содержащий около 6 % Mg [19, 24, 33]. Данный сплав в рассматриваемой системе относится к группе высокопрочных сплавов. По прочностным свойствам полуфабрикаты из этого сплава существенно превосходят, особенно по пределу текучести ($\sigma_{0,2}$), аналогичные полуфабрикаты из Al–Mg сплавов с тем же содержанием магния (AMг6) и приближаются к полуфабрикатам из распространенных термически упрочняемых алюминиевых сплавов в закаленном и состаренном состоянии. Так, добавка скандия к сплаву Al–6 % Mg повышает предел текучести с 157 до 265 МПа.

Повышение свойств является суммированным эффектом влияния мелких частиц фазы Al_3Sc , которые выделяются в процессе технологических нагревов, и структурного упрочнения за счет получения нерекристаллизованной структуры даже в холоднокатаных листах после их отжига.

На базе системы Al–Mg–Sc разработано несколько сплавов с содержанием магния от 1 до 6,5 % и скандия от 0,15 до 0,35 %. Типичные свойства сплава 1570 в сравнении со сплавом AMг6 приведены в табл. 1.6.

Таблица 1.6 – Типичные свойства листов сплавов 1570 и AMг6 толщиной 2 мм после отжига при 320 °С

Сплав	Механические свойства		
	Временное сопротивление σ_B , МПа	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %
1570	410	310	16,0
AMг6	350	165	18,0

Нужно отметить, что свойства сплавов Al–Mg–Sc сильно зависят от технологии их изготовления, которая является достаточно сложной.

Кроме того, эти сплавы весьма дорогие (в разы дороже сплавов Al–Mg). Это связано как с ценой скандия, так и со сложной технологией изготовления полуфабрикатов.

Поэтому, учитывая влияние скандия на структуру и свойства алюминиевых сплавов, целесообразным следует признать направление на рациональное легирование полуфабрикатов скандием на уровне 0,2–0,5%, которое разрабатывается «РУСАЛ». Данный подход реализован в сплаве 1580. Сплавы при таком подходе к легированию становятся менее дорогостоящими, но и свойства с понижением содержания скандия существенно снижаются.

Другим подходом предусматривается легирование скандием присадочного материала на уровне сплава 1570, который возможно применять для сварки традиционных алюминиевых сплавов, не содержащих в своем составе скандий.

Недавно в России был разработан сплав 1565ч системы Al–Mg, который содержит 5,2–6,0 % магния и кроме обычной добавки Mn дополнительно легирован рядом элементов, таких как Zn, Cr, Zr и др. Этот сплав рекомендован для использования в судостроении, а также применяется в коммерческом транспорте для изготовления сварных цистерн, перевозящих сыпучие и жидкие продукты (цемент, бензин), и кузовов грузовых вагонов.

1.4. Алюминиевый сплав 1565ч системы Al–Mg

Сплав 1565ч, будучи достаточно простым в металлургическом производстве, обеспечивает получение прочностных свойств на 20–30% выше, чем сплавы АМг5 и АМг6 при сохранении высокой пластичности. При этом он обладает отличной свариваемостью всеми видами сварки плавлением и хорошей коррозионной стойкостью. Химический состав сплава 1565ч применительно к листам толщиной 5 и 10 мм приведен в таблице 1.7. Механические свойства сплава 1565ч в сравнении со сплавами АМг5, АМг6 и 5083 приведены в таблицах 1.8–1.11.

Таблица 1.7 – Химический состав листов сплава 1565ч (сертификационные данные)

Толщина, мм	Легирующие элементы, масс. %										Примеси
	Al	Mg	Mn	Zn	Cu	Zr	Cr	Ti	Fe	Si	
5	Осн.	5,62	0,74	0,45	0,083	0,092	0,094	0,013	0,19	0,11	0,01
10	Осн.	5,49	0,74	0,45	0,077	0,099	0,098	0,014	0,20	0,12	0,01

Таблица 1.8 – Механические свойства листов при растяжении [35]

Сплав, стандарт	Состояние поставки	Толщина, мм	Механические свойства, не менее		
			σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
5083 (ENAW)	О/Н111	3,0 – 6,3	275	125	15
		свыше 6,3 – 12,5	270	115	16
	Н116/Н321	3,0 – 6,0	305	215	10
		свыше 6,0 – 12,5	305	215	12
АМг5 (ГОСТ 21631-76)	М	0,6 – 4,5	275	145	15
		свыше 4,5 – 10,5	275	130	15
1565ч (ТУ)	М/Н111	2,0 – 5,0	335	170	15
		свыше 5,0 – 10,5	335	175	15
	Н (Н116)	2,0 – 6,0	370	270	10
	НСТ (Н321)	2,0 – 6,0	370	270	10

Таблица 1.9 – Механические свойства плит сплава 1565ч при растяжении [35]

Сплав, стандарт	Состояние поставки	Толщина, мм	Механические свойства, не менее		
			σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
АМг5 (ГОСТ 17232-99)	Без термической обработки	от 11–25 вкл.	265	120	13
		св. 25–80 вкл.	255	110	12
АМг6 (ГОСТ 17232-99)	Без термической обработки	от 11-25 вкл	305	145	11
		св. 25–50 вкл.	295	135	6
		св. 50–80 вкл.	275	130	4

1565ч (ТУ)	Без термической обработки	от 11–25 вкл.	335	175	15
		св. 25–50 вкл.	335	175	15
		св. 50–80 вкл.	320	160	12

Таблица 1.10 – **Механические свойства прессованных профилей из сплава 1565ч [35]**

Сплав, стандарт	Состояние поставки	Механические свойства, не менее		
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
АМг5 (ГОСТ 21488)	Без термической обработки, отожжённое (М)	255	127	15
АМг6 (ГОСТ 21488)		314	157	15
1565ч (ТУ)		335	185/210	12

Таблица 1.11 – **Механические свойства прессованных прутков из сплава 1565ч диаметром 8–100 мм [35]**

Сплав, стандарт	Состояние поставки	Механические свойства, не менее		
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
АМг5 (ГОСТ 21488)	Без термической обработки, отожжённое (М)	265	120	15
АМг6 (ГОСТ 21488)		315	155	15
1565ч (ТУ)		340	210	12

Таким образом, замена сплава АМг5М на сплав 1565чМ в конструкции цистерны бензовоза позволит сократить толщину стенки с 7 до 6 мм. Это дает выигрыш в массе не снаряженной цистерны примерно на 550 кг.

1.5. Характеристика свариваемости сплавов системы Al–Mg

Введение в алюминий 0,5–0,7 % Mg резко повышает склонность сплава к трещинообразованию (~65 %, рисунок 1.6). В дальнейшем коэффициент трещинообразования K снижается и стабилизируется на уровне 30 % при содержании 6–7 % Mg.

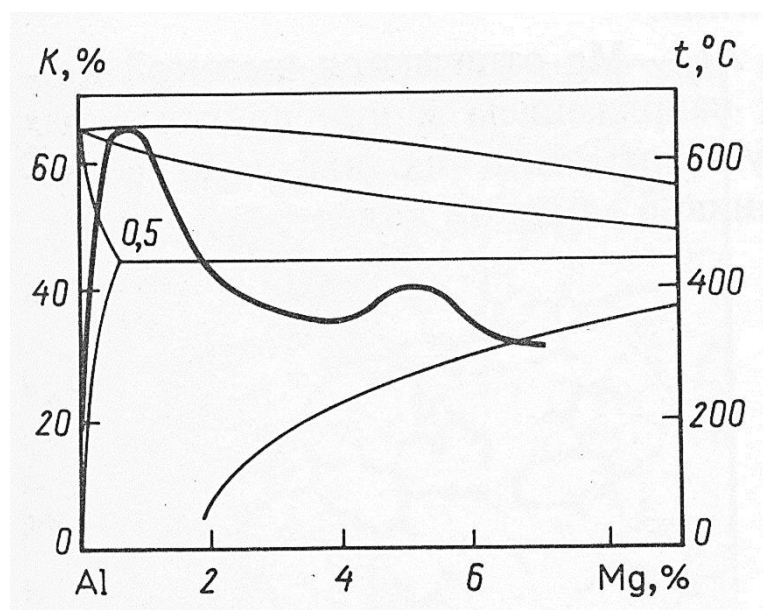


Рисунок 1.6 – Трещинообразование сплавов системы Al – Mg при сварке [36]

Механические свойства сварных соединений, как и основного металла, в основном зависят от содержания магния в сплаве. С его увеличением (от 0 до 7,5 %) прочность сварных соединений возрастает с 80 до 320 МПа (рисунок 1.7). Коэффициент разупрочнения K_{σ} ($\sigma_{св}^c/\sigma_{в}$) составляет 0,8–0,9 и не зависит от содержания магния в сплаве.

Пластичность (угол изгиба α) снижается с увеличением концентрации магния в сплавах (см. рисунок 1.7). Угол изгиба сварных соединений в сплавах, содержащих до 3 % Mg, очень большой (~180°). При дальнейшем увеличении содержания магния значительно уменьшается угол загиба (до 80–90°) основного металла и сварного соединения.

К недостаткам сплавов Al – Mg с высоким содержанием магния, включая их сварные соединения, относится чувствительность к межкристаллитной

коррозии и коррозии под напряжением при неблагоприятных условиях термической обработки.

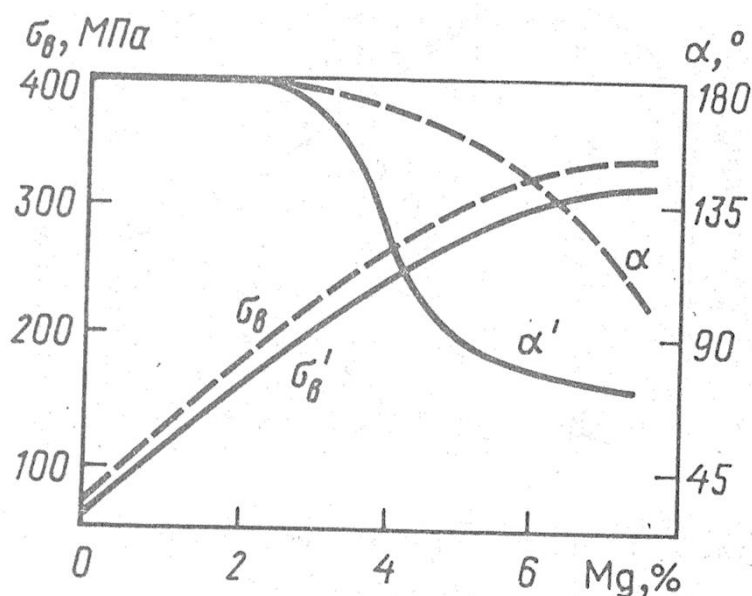


Рисунок 1.7 – Механические свойства основного металла (σ_v , α) и сварного соединения (σ'_v , α') сплавов системы Al – Mg [36]

Одной из главных причин ухудшения коррозионной стойкости сварных соединений является выпадение по границам зерен β -фазы (Mg_5Al_8), имеющей более электроотрицательный потенциал по сравнению с потенциалом твердого α -раствора [35].

Результаты испытаний коррозионной стойкости сварных образцов из сплава Al – Mg показали, что при правильно выбранных режимах термической обработки они не подвержены коррозионному растрескиванию под напряжением в 3%-ном растворе NaCl при переменном погружении.

Сплавы AMg5 и AMg6 в отожженном состоянии и их сварные соединения обладают удовлетворительной коррозионной стойкостью при эксплуатации до 80 °С. При сварке сплавов в нагартованном состоянии появляется склонность к расслаивающей коррозии в ЗТВ.

При технологическом и эксплуатационном нагреве выше 100 °С у сплавов даже в отожженном состоянии появляется склонность к межкристаллитной коррозии. Технологический и эксплуатационный нагрев

сварных соединений при 100 °С в течение 100 ч также приводит к появлению склонности к коррозионному растрескиванию и межкристаллитной коррозии.

Отжиг сварных соединений при $T = 310\text{--}335$ °С в течение 40–60 мин устраняет склонность к коррозионному растрескиванию и снижает склонность к межкристаллитной коррозии.

При аргонодуговой сварке вольфрамовым электродом соединений некоторых типов даже такого сравнительно хорошо свариваемого сплава, как АМгб, в металле швов и около шовной зоне часто образуются горячие трещины. Особенно много их в прерывистых швах угловых соединений, в кольцевых швах при сварке фланцев, плат, штуцеров и патрубков, а также в швах, расположенных в местах концентрации напряжений. Подавление горячих трещин достигается правильным конструктивным оформлением таких соединений: применение сплошных швов взамен прерывистых, увеличение диаметра кольцевых швов до размера, превышающего ширину зоны пластических деформаций для данного способа и режима сварки, удаление швов из мест концентрации напряжений или разгрузка швов посредством косынок. Повышение технологической прочности металла швов из сплава АМгб обеспечивается также регулированием характера их кристаллизации, например воздействием импульсного магнитного поля на дугу и затвердевающий металл.

Присутствие дефектов в сварных швах отрицательно отражается на свойствах сварных соединений. Для продольных швов наиболее опасный дефект — не выявленные при рентгеновском просвечивании скопления мелких пор, расположенные у поверхности соединения по линии сплавления. Указанный дефект может привести к разрушению тонкостенного сосуда из сплава АМгб при напряжениях, близких к пределу текучести.

Свойства сварных соединений алюминий-магниевого сплава зависят от условий формирования корня шва. Прочность соединений, выполненных на подкладках с полукруглой и треугольной формирующими каналами, которые благоприятствуют шовному переходу от основного металла к шву, на 3–5 %

выше, чем в случае прямоугольных канавок. При сварке на аргоновой подушке можно получать проплавы сварных швов практически любой заданной высоты и исключить удаление проплава после сварки механическим путем.

Механические свойства сварного соединения у магниевых сплавов зависят не только от толщины свариваемого полуфабриката, но и от способа сварки. Прочность сварного соединения, выполненного автоматической дуговой сваркой неплавящимся электродом на тонколистовом материале в отожженном состоянии, составляет не менее 0,8–0,9 от прочности основного металла.

При сварке алюминиевых сплавов, в особенности сплавов системы Al–Mg, наблюдается образование пор в сварных швах.

Повышенная склонность к образованию пор при сварке алюминиевых сплавов обусловлена следующими факторами:

- высокой равновесной растворимостью атмосферных газов в жидких каплях электродного металла и металла сварочной ванны, перегретых до температур от 1200 °С до 1400 °С;
- малым значением равновесной растворимости газов в формирующемся твердом металле;
- кратковременностью процесса неравновесной кристаллизации, ограничивающей выход газов из сварочной ванны.

Наиболее склонны к образованию пор сплавы с высоким содержанием магния. На поверхности твердого сплава AlMg₆, легированного 6% Mg, возникает сложная оксидная пленка из оксидов Al, Mg и магнезиальной шпинели (Al₂O₃ + MgO). На поверхности жидкой сварочной ванны сплавов этого состава образуется пленка из одной магнезии, что ухудшает ее защитные свойства. Она более рыхлая, толстая и имеет больше влаги, чем пленка на поверхности сплава. Это вызывает поры и шлаковые включения в швах при многопроходной сварке. Видимо, взаимодействие поверхностной влаги с металлом не успевает закончиться к моменту расплавления основного, присадочного и электродного металлов. Частицы оксидов, содержащие

остатки влаги, попадают при перемешивании в глубину ванны, вступают в контакт с жидким металлом, разлагаются и выделяют водород, который образует поры в виде пузырей. Большая толщина пленки и дефекты сплошности облегчают непосредственное выделение молекулярного водорода, образующего пузыри. Суммарный объем зависит не от водорода, а от количества оксидных частиц, от удельной поверхности металла и проволоки, от запасов влаги в оксидных частицах, а также от времени контакта частиц пленки с жидким металлом или времени, в течение которого пузыри могут беспрепятственно увеличиваться в объеме по мере поступления в них выделяющегося водорода.

По расположению в швах, сваренных в аргоне, различают поры, равномерно распределенные по сечению; локализованные поры, находящиеся в основном в усилении, по линии сплавления, удлиненные рыхлоты; усадочные раковины в корне шва и др.

Подобного рода пористость в том или ином объеме встречается не только при аргонодуговой, но и при других методах сварки алюминия плавлением.

Локализованные поры встречаются в начале швов – при неустановившемся режиме горения дуги, в особенности при сварке плавящимся электродом. Встречаются скопления пор в тех участках, где имеются местные загрязнения – влага, жир и т.п. Местные нарушения газовой или флюсовой защиты также вызывают локализованную пористость. Подобное явление часто имеет место в верхней части шва.

Строчечные поры обычно связаны с непроваром и геометрией соединения. Такого рода пористость наблюдается, например, в двухсторонних стыковых швах, когда после прохода второй стороны шва остается воздушный зазор между валиками. На рентгенограмме эти поры видны на одной прямой. При сварке встык на подкладке также наблюдаются строчечные поры, расположенные на двух параллельных прямых рентгеновского снимка. Этот

дефект можно предотвратить, изменяя режим сварки, например, увеличивая ток, снижая (или увеличивая) скорость сварки, уменьшая притупление и т.п.

Длительное время в сварочной металлургии существовало мнение, что поры в сварных швах образуются в результате выделения газовых пузырьков в момент затвердевания сварочной ванны. Те пузырьки, которые появились в металле до его затвердевания, дефектов не создают, а наоборот, способствуют дегазации металла и уменьшению пористости. Водород полагали главной причиной пористости при литье и сварке алюминиевых сплавов. Решающим звеном в этих представлениях является скачкообразное почти двадцатикратное падение растворимости газа в металле при переходе его из жидкого состояния в твердое.

Однако, согласно исследованиям И.К. Походни [37–39], перепад растворимости в данной области не может быть основной причиной пористости, так как при этом недостаточно времени для развития газовых пузырьков.

Для более глубокого суждения о механизме образования пор целесообразно рассмотреть состав извлекаемых из них газов. Из-за трудностей экспериментального характера, особенно при малом размере дефектов, данные о составе атмосферы внутри пор немногочисленны. Весьма достоверные сведения о составе этой атмосферы были получены впервые японскими исследователями с помощью весьма тонкой методики. Сваривали технически чистый алюминий А1200 и сплав А6061 типа авиаль.

Сварку выполняли плавящимся электродом постоянным током обратной полярности. Во избежание подсосов воздуха полного проплавления не допускали. Наплавленные пластины помещали в стальную коробку, наполненную чистейшим глицерином. Образцы предварительно подвергались рентгеновскому просвечиванию с целью фиксирования положения пор. Определение состава высверленных и собранных газов велось с помощью химического и масс-спектрального анализов.

По полученным данным, экстрагированный из пор газ содержал 75...85 % H_2 , 5...10 % N_2 , 2...4 % O_2 , остальное – аргон. Найденные соотношения азота и кислорода свидетельствуют о том, что эти газы попали в пузырьки из воздуха. Водород и кислород частично могли попасть с влагой. Таким образом, газы в порах имеют сложный состав, хотя решающую роль здесь играет водород [40].

Разумеется, наличие легко испаряющихся элементов в составе газовой атмосферы пузырьков известными методами анализа не удастся выявить. Кроме того, при комнатной температуре они находятся в конденсированном состоянии на внутренней поверхности пор. Значительное поступление других газов в первоначально созданные водородом пузырьки маловероятно из-за кратковременности периода их развития. Независимо от того, в какой из областей начинается образование пор, весь процесс формирования пузырька можно разделить на следующие стадии: образование нового или использование готового зародыша; рост и отрыв пузырьков; всплытие и частичное слияние отдельных пузырьков.

Подобно тому, как при кипении воды пузырьки пара зарождаются, прежде всего, на стенках сосуда, образование газовых пузырьков или кипение сварочной ванны происходит от центров их образования. Такие центры в ванне создаются на оксидных включениях, торцах кристаллитов и стыках соединений. При сварке алюминия от поверхности оплавленных зерен вырастают по сечению на один-два порядка более крупные кристаллы, на стыках и торцах которых создаются углубления, способствующие зарождению пузырьков [41].

По мнению Ю.А. Стеренбогена, при движении фронта кристаллизации газ скапливается в очень узком приграничном к нему слое жидкого металла. При весьма большом насыщении пограничного слоя жидкого металла газом его концентрация превышает стандартную растворимость. Расчеты распределения водорода при равновесной кристаллизации приводят к заключению, что весь водород за исключением растворенного в твердом

растворе ($0,036 \text{ см}^3/100 \text{ г}$) должен выделиться в виде пузырьков. В неравновесных условиях, естественно, в твердом металле должна сохраниться большая концентрация водорода. Авторы [42] предположили, что при кристаллизации алюминия имеющийся в нем водород полностью фиксируется в твердом металле и затем перераспределяется между твердым и жидким металлом соответственно растворимости по законам диффузии. В этом случае процессом, контролирующим переход водорода в жидкость, становится диффузия водорода в твердой фазе.

Указанные авторы исходили из предположения, что коэффициент диффузии водорода в жидком алюминии на пять порядков выше, чем в твердом. Следовательно, нет основания рассчитывать на накопление его перед фронтом кристаллизации. Однако современные данные [43] ясно свидетельствуют о том, что при переходе алюминия из твердого состояния в жидкое происходит незначительное увеличение коэффициента диффузии водорода в жидком алюминии по крайней мере до 1093 К и лишь при перегреве до 1258 К коэффициент диффузии увеличивается всего лишь в 2,5 раза. Точно так же не подтверждается утверждение Г.Д. Никифорова и С.А. Силантьевой [44] о том, что коэффициент диффузии водорода в алюминиево–магниевом сплаве на три–четыре порядка выше, чем в чистом алюминии. Более того, установлено, что введение магния в сплав снижает коэффициент диффузии. Следовательно, указанный выше механизм перераспределения водорода остается недоказанным.

По представлениям И.К. Походни и В.И. Махненко, при контакте жидкого металла с твердым перераспределения газа практически не происходит, и весь водород скапливается в жидком металле. Предполагается, что чем выше скорость кристаллизации, тем тоньше слой жидкости, дополнительно обогащаемый водородом, и тем выше в нем его концентрация. При этом она должна расти по мере увеличения количества остановок. Локальное пересыщение возможно в определенном не перемешиваемом слое жидкого металла на границе с твердым. Для роста газового пузырька

требуется значительный промежуток времени, который может иметь место только при остановках кристаллизации. Для развития зародыша необходим интенсивный подвод газа из окружающих объемов металла, который может происходить главным образом путем конвективной диффузии при высокой средней концентрации газа в ванне. Вероятность образования пор зависит от соотношения скоростей роста пузырьков газа и продвижения фронта кристаллизации. Если скорость роста пузырьков меньше скорости продвижения фронта кристаллизации, то пузырьки газа не успевают отделиться от растущих кристаллитов и всплыть. В швах образуются поры. Иными словами, причиной пористости является вялое выделение газов. При этом сварочная ванна пересыщается водородом в основном вследствие уменьшения растворимости газов при снижении температуры жидкого металла.

Исходя из рассмотренных работ, можно заключить, что период кристаллизации не является ведущим в процессе роста и отрыва пузырьков и в действительности этот процесс происходит примерно в пять раз быстрее. Однако полностью исключить зарождение пор вблизи фронта кристаллизации невозможно, что подтверждается наличием весьма мелкой слоистой пористости.

Повышенную пористость при сварке сплава АМг6 подробно изучили авторы работы [45]. Они исследовали пористость по краям шва, связанную с качеством полуфабриката. Условия появления пористости здесь таковы: при сварке жидкий металл частично натекает на нерасплавленные поверхности кромок, покрытые гидратированной оксидной пленкой. Происходит ее дегидратация с образованием пузырьков без большого предварительного поглощения газа жидким металлом.

В работах [46–48] показано, что при сварке стыковых соединений алюминиевых сплавов перед сварочной ванной создается зона интенсивного развития пластической деформации, которая соответствует температуре нагрева в диапазоне 600...630 °С. Для случая сварки листов толщиной 3 мм эта

зона имеет протяженность порядка 1,0...1,5 мм. При этом величина поперечной усадки составляет 0,268–0,273 мм и возрастает до 0,314–0,330 мм вблизи изотермы плавления, что превышает значения высоты микровыступов шероховатой поверхности свариваемых кромок.

На рисунке 1.8 показана схема образования закрытых полостей (зародышей газовых пузырьков) на стыке свариваемых кромок.

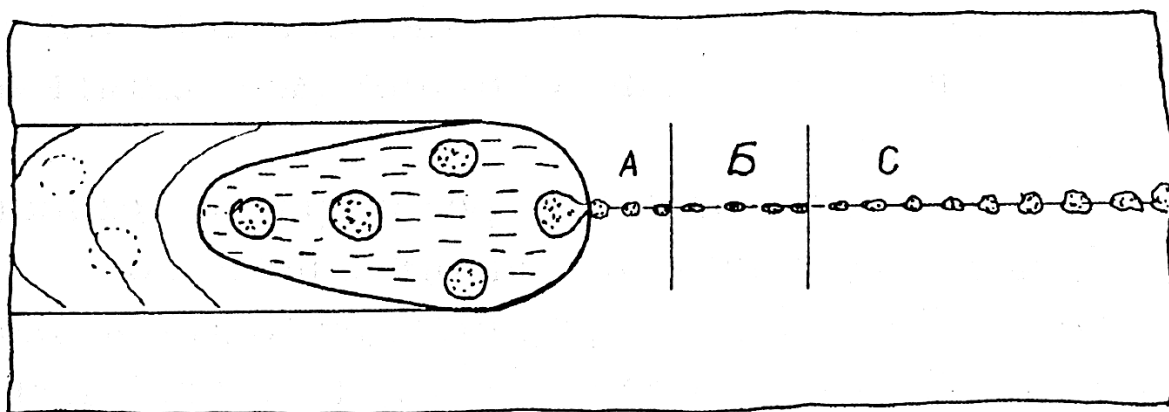


Рисунок 1.8 – Схема образования закрытых полостей при сварке встык пластин алюминиевых сплавов [40]

На участке *С* происходит упругий контакт выступов торцевой поверхности кромок. На участке *Б* – упруго-пластический контакт, а в высокотемпературной зоне *А* – пластическая деформация с интенсивным развитием физического контакта и диффузионного сращивания металла. Образовавшиеся закрытые полости вследствие высокого давления в них газа и низкого значения прочности металла увеличиваются в объеме по мере приближения к изотерме плавления.

Поры в зоне термического влияния (ЗТВ) (рис. 1.9) являются характерным дефектом сварки алюминиево-магниевых сплавов. Они обычно не сообщаются с поверхностью, а проявляются в виде пузырей – вздутий диаметром 0,1...1,0 мм и более.

Подобного рода дефекты располагаются одиночно, небольшими рядами параллельно сварному шву либо целыми областями, полностью окружающими шов. Особенно часто околошовная пористость наблюдалась

при газовой сварке. С переходом на дуговые методы сварки опасность появления околошовной пористости значительно уменьшилась. Это связано со снижением погонной энергии сварки и уменьшением термического влияния сварочного источника на металл в ЗТВ. По-видимому, механизм образования околошовной пористости существенно отличается от такового в металле шва. Единственно возможной причиной пористости в ЗТВ признают разложение гидроксидной пленки, находящейся внутри прокатного металла, с образованием водорода. Такое разложение возможно при нагреве пленки до 600 °С.

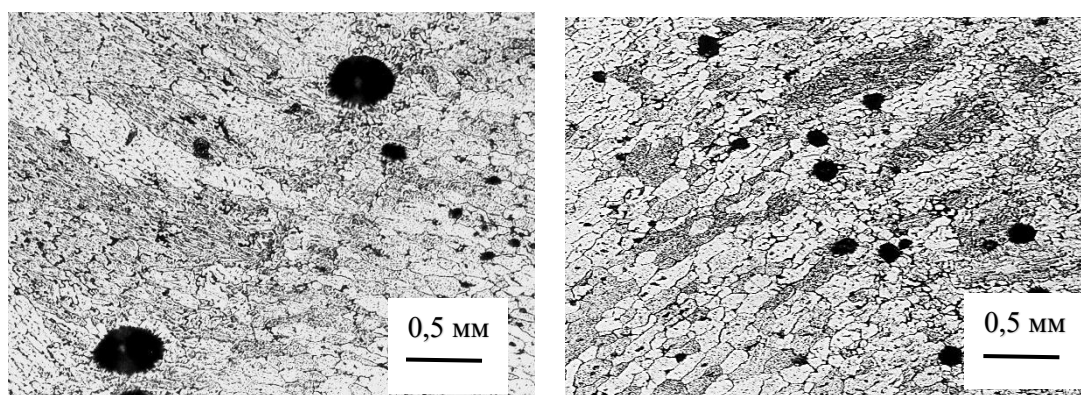


Рисунок 1.9 – Поры в зоне термического влияния [40]

Фиксируют две возможности зарождения пор в ЗТВ.

1. При сварке плакированных полуфабрикатов (листов и плит) в случае неполного удаления плакирующего слоя образуется пористость в местах расположения гидратированной пленки. Это связано с неудовлетворительной приваркой плакирующего слоя к основному металлу в процессе производства полуфабрикатов.

2. В области высокотемпературного нагрева ЗТВ. Такого рода пористость располагается в виде цепочек рядом со швом вдоль волокон свариваемого полуфабриката. Подобный дефект характерен для сплавов с повышенным содержанием магния. Он связан с наличием несплошностей – микрорасслоений – и повышенной концентрацией водорода в соединяемых полуфабрикатах, а также с сильным перегревом металла, что снижает его прочность и облегчает диффузию водорода в несплошности.

Для уменьшения пористости независимо от способа следует добиваться минимального поступления водорода (влаги) в зону сварки. Легче всего это получается при использовании инертных газов и неплавящегося электрода. Однако и при других способах сварки соблюдение технологической дисциплины позволяет получать плотные швы. Минимальный уровень содержания водорода в дуге, ниже которого поры не наблюдаются, – 0,012%.

При рентгеновском просвечивании швов поры появляются в случае загрязнения водородом струи защитного газа при содержании его 0,02% и выше, а в камере – более 2%. При определении пористости по плотности поры проявляются при содержании водорода свыше 0,075% в защитном газе и 5% в камере. Наличие углеводородов на поверхности свариваемого металла более вредно, чем соответствующее количество примесей в защитном газе, потому что они поступают прямо в зону дуги, в то время, как только часть защитного газа вступает в контакт с ванной жидкого металла.

Важным критерием, предъявляемым к защитному газу, может служить точка росы. Она должна быть не выше – 52 °С.

Уровень защиты должен быть оптимальным, что определяется наклоном горелки и количеством подаваемого газа. При значительном наклоне «углом вперед» хвостовая часть ванны может оказаться частично оголенной. Однако влияние усиленного потока аргона по направлению к хвостовой части ванны может также оказаться отрицательным и вызвать пористость в усилении шва, несмотря на гладкий внешний его вид. В этом случае хвостовая часть ванны ускоренно затвердевает, замораживая поднимающиеся пузырьки газа. При оптимальной защите пузырьки газа успевают удалиться из ванны, а поверхность усиления шва получается менее гладкой и матовой.

Подготовка поверхности под дуговую сварку является решающим фактором, определяющим возможность получения высококачественных соединений, особенно для алюминиевых сплавов. При дуговой сварке алюминиевых сплавов число дефектов, связанных с подготовкой поверхности

сильно зависит от марки сплава и составляет от 25 до 50% от общего их числа. Это связано с тем, что состояние поверхности свариваемых деталей оказывает значительное влияние на газовыделение, загрязненность оксидными пленками шва, а в отдельных случаях и на сам процесс формирования сварного соединения. Однако, несмотря на важность, вопросы подготовки поверхности под дуговую сварку недостаточно освещены в технической литературе.

Реальные поверхности деталей всегда имеют микронеровности, покрытые оксидными и жировыми пленками, а также пылью и посторонними включениями. Физико-механические свойства поверхностного слоя металла почти всегда существенно отличаются от свойств сердцевины.

Все алюминиевые сплавы легко окисляются под воздействием окружающей среды. Оксидные пленки появляются на поверхности практически мгновенно. В зависимости от условий окисления структура и свойства окисной пленки могут существенно меняться. Пленка может состоять из аморфного или кристаллического оксида алюминия либо из гидроксида алюминия.

Термическая обработка металла при температурах выше 300 °С способствует появлению слоя γ -моногидроксида алюминия. При электронно-микроскопическом исследовании было обнаружено, что оксидные пленки на алюминиевых сплавах образуются в самых различных формах: в виде палочек, пластинок и иголок, имеющих, как правило, отчетливо кристаллический характер, часто в виде отдельных кристаллов.

Известные модификации оксидных пленок на алюминии приведены в таблице 1.12.

При подготовке поверхности алюминиевых сплавов возможно применение так называемых механических и химических методов подготовки. Каждый из них имеет свою специфику и рациональные области применения.

Возможны три способа механической зачистки поверхности: наждачным полотном, проволочной щеткой и шабером. Первый способ применяется весьма редко и только для зачистки небольших образцов.

Величина контактного сопротивления уже через 2–4 часа превышает допустимую величину. Способ зачистки проволочной щеткой широко применяется в опытном производстве.

Таблица 1.12 – **Известные модификации оксидных пленок на алюминии и их свойства**

Модификация пленки	Тип решетки	Плотность, г/см ³	Критерий Пилинга-Бедворса
α -Al ₂ O ₃	гексагональная	3,92	1,28
γ -Al ₂ O ₃	кубическая	3,77	1,5
Al ₂ O ₃ H ₂ O (белит)	орторомбическая	3,0	2,3
Al ₂ O ₃ 2H ₂ O (диаспар)	орторомбическая	3,4	2,03
Al ₂ O ₃ · 3H ₂ O (гидрагелит)	моноклинная	2,2	3,6

Высокая твердость исследуемого поверхностного слоя после зачистки щеткой, вероятно, обуславливается мелкодисперсными включениями оксидов алюминия, которые располагаются вокруг мельчайших частиц обрабатываемого металла, составляющих поверхностный слой. Такое расположение оксидных включений и должно вести к повышению твердости, а также к сохранению ее в значительной степени при температуре отжига.

Существует еще один способ механической подготовки поверхности – шабрение. При шабрении поверхность в результате пластической деформации упрочняется. Однако повышение твердости в этом случае меньше, чем при зачистке щеткой.

Все механические методы подготовки, как правило, выполняются вручную. При этом получается весьма шероховатая поверхность, покрытая мелкими, практически не удаляемыми, частицами металла и не разрушенных оксидных пленок.

Несмотря на то, что шабрение в настоящее время является основным методом подготовки под сварку для ряда изделий, оно не обеспечивает тех требований, которые предъявляются к качеству подготовки поверхности. Для

стабилизации процесса дуговой сварки, уменьшения числа дефектов в швах, снижения объема ручных работ, увеличения допустимых сроков вылеживания заготовок перед сваркой, подготовку поверхности под дуговую сварку необходимо производить химическим способом [49].

Процессы химической подготовки поверхности алюминиевых сплавов под дуговую сварку отличаются сложностью и многообразием переменных факторов. В зависимости от природы сплава, состава ванн травления и пассивирования могут протекать различные реакции.

Известно очень много (свыше 300) различных химических способов, пригодных для подготовки поверхности алюминиевых сплавов. Причем все способы подготовки включают в себя операцию тщательного предварительного обезжиривания.

Во всех этих растворах используют хромовую кислоту и одну из ее растворимых солей, которые содержат шестивалентный хром. Хроматные пленки обычно имеют аморфное строение. Имеются сведения, что на качество пассивных пленок в хроматнофосфатных растворах большое влияние оказывает добавка таких компонентов, как молибдаты, перманганаты и титанаты, обладающие определенным пассивирующим действием по отношению к алюминию.

Анализируя используемые составы для подготовки поверхности алюминиевых сплавов, можно их условно разделить на следующие группы:

1. На основе хромовой кислоты и ее солей.
2. На основе системы H_3PO_4 и CrO_3 .
3. На основе системы CrO_3 и HF .
4. На основе системы H_3PO_4 , CrO_3 и HF .
5. На основе системы H_3PO_4 , HNO_3 и NH_4OH .
6. На основе системы H_3PO_4 , H_2SO_4 и CrO_3 .
7. На основе системы H_2SO_4 , HNO_3 и CrO_3 .
8. На основе уксусной, щавелевой и других аналогичных кислот.

Присадочные проволоки оказывают значительное влияние, а в некоторых случаях и решающее влияние, на качество и долговечность сварных соединений. Принципиально возможно применение механических и химических методов подготовки поверхности присадочных проволок под дуговую сварку.

Механические методы подготовки включают в себя шабрение и скальпирование. В нашей стране эти методы не нашли применения. Химические методы подготовки поверхности присадочных проволок включают в себя: 1) травление с последующим осветлением; 2) травление и осветление с последующим пассивированием; 3) химическое полирование; 4) электролитическое полирование.

По содержанию влаги наиболее оптимальными способами подготовки поверхности присадочной проволоки под дуговую сварку является химическое травление и пассивирование. Применение химического травления должно быть принципиально исключено из практики дуговой сварки.

Влияние канавки. Точно установлено, что уровень пористости в шве зависит от объема канавки в подкладке. Вероятная причина – чем больше объем канавки, тем больше объем увлажненного воздуха, который попадает в расплавленный металл сварочной ванны. В результате создается скопление пор на стыке между нижней поверхностью пластины основного металла и нижним усилением шва. По тем же причинам в случае зазора между стыкуемыми кромками или зазора между ними и прокладкой в образующихся полостях сохраняется воздух. Струя инертного газа в эти полости не проникает, и влага воздуха попадает в сварочную ванну. Форму канавки выбирают так, чтобы она обеспечивала полное проплавление кромок (при однопроходной сварке), а сечение ее было минимальным.

Влияние сварочного тока. Имеющиеся в литературе сведения о влиянии сварочного тока на пористость сварных швов на алюминии противоречивы. При неизменной скорости сварки с увеличением тока пористость швов на алюминиево-магниевых сплавах в одних случаях

уменьшается, в других увеличивается, а в третьих остается практически постоянной. Получена кривая зависимости пористости сварных швов от сварочного тока. Ход этой кривой показывает, что с увеличением тока от 150 до 250 А значительно уменьшается пористость сварных швов на алюминии. По другим данным зависимость пористости от тока имеет минимум.

Влияние диаметра проволоки. При равном токе стремятся к относительному снижению площади поверхности присадочной проволоки, т.е. к применению присадочной проволоки большего диаметра. При использовании тонкой электродной проволоки рекомендуют импульсно-дуговую сварку. При этом меньше перегреваются капли электродного металла и ниже температура ванны, что способствует снижению опасности образования парогазовых пузырьков в каплях и в ванне. В известной степени эффект импульсно-дуговой сварки создают магнитное перемешивание и другие приемы, способствующие встряхиванию ванны с целью удаления из нее газовых пузырьков.

Влияние напряжения на дуге. Пористость в стыках на сплаве 3003 с использованием присадочной проволоки 1100 в увлажненном защитном газе повышается при понижении напряжения на дуге. Пористость при сварке сплава 6061 плавящейся электродной проволокой 4043 понижалась с повышением напряжения. Сравнение швов, полученных на сплаве 5083 при использовании проволоки 5356 при напряжении 21 и 25 В, показало, что уровень пористости несколько выше на швах, наплавленных длинной дугой при струйном переносе металла по сравнению с более короткой дугой. Поэтому можно заключить, что изменение длины дуги не будет влиять на содержание пор в швах алюминий-магниевого сплава, если предотвратить доступ водорода в зону горения дуги при сварке плавящимся электродом. Повышение напряжения приводит к незначительному повышению пористости при сварке плавящимся электродом в аргоне и такому же снижению пористости при сварке по флюсу. Следует заметить, что изменение напряжения на дуге не может служить инструментом борьбы с пористостью

из-за опасности нарушения формирования при отклонении напряжения от оптимума в ту или другую сторону.

Влияние скорости сварки. Этот параметр имеет важное значение. Наблюдалось непрерывное снижение пористости при повышении скорости от 12 до 18 и 30 м/ч. В случае сварки плавящимся электродом диаметром 2,4 мм в увлажненной смеси 65% He и 35% Ar минимум пористости фиксировался при скорости сварки 15 м/ч (объем пор 0,2–0,5%). С увеличением скорости до 38 м/ч пористость возрастала (до 8–13%), а при дальнейшем увеличении скорости до 60 м/ч снова падала (объем пор 2–6 %). С ростом скорости сварки средний размер пор непрерывно снижался от 1,6 до 0,8 мм в диаметре и ниже. Наличие максимума на кривой зависимости пористости от скорости сварки можно в данном случае объяснить присутствием двух одновременно развивающихся противоположно направленных процессов: роста газовых пузырьков в ванне и удалением из нее пузырьков. При большой скорости сварки (большой скорости охлаждения) времени для увеличения количества и размеров пузырьков недостаточно (размер пор менее 0,8 мм). При средней скорости сварки скорость охлаждения достаточна, что позволяет пузырькам, расти за счет диффузии и слияния до размеров в диаметре 1,6 мм. Однако в этом случае еще недостаточно времени для большего роста пузырьков и удаления их из ванны (пористость наиболее высокая). При малой скорости сварки и, следовательно, наименьшей скорости охлаждения достаточно времени для удаления пузырьков из ванны до ее затвердевания. Предварительный подогрев основного металла по своему действию равносителен малой скорости сварки.

Следует заметить, что снижение скорости сварки или предварительный подогрев сравнительно безболезненно можно применить для технического алюминия оптимального состава. Для сплавов такая операция может вызвать снижение прочности и вязкости металла шва.

Если на два рассмотренных процесса накладывается третий, например изменение степени защиты сварочной ванны, то вместо ожидаемого

максимума кривой зависимости пористости от скорости сварки может появиться минимум.

Так, при малых скоростях сварки по флюсу сварочная ванна значительно увеличивается в размерах. При этом нарушается защита ванны, особенно в ее хвостовой части. На поверхности жидкого алюминия образуется твердая оксидная пленка, которая ухудшает условия дегазации. При уменьшении скорости сварки ниже оптимальной может возрасти содержание газа в сварочной ванне, что ведет к появлению пор. В поперечном сечении такая пористость выявляется в верхней части шва. При увеличении скорости сварки уменьшается доля свариваемого металла, участвующего в формировании шва. Количество же водорода, поступающего с каплями, остается практически неизменным. В этом случае, чем больше скорость сварки, тем выше содержание водорода в ванне. В целом кривая зависимости пористости от скорости сварки приобретает минимум. Для сварки по флюсу этот минимум находится в пределах 11...18 м/ч.

Установлено, что добавки до 0,1% Ве в свариваемый сплав практически устраняют околошовную пористость и поверхностные пузыри. Существенно снижает околошовную пористость длительная гомогенизация при 450–550 °С в течение 20–50 ч. Установлено положительное влияние вакуумной обработки расплава на снижение чувствительности полуфабрикатов к околошовной пористости. Эффективность указанных выше мероприятий подтверждает отрицательное влияние металлургической наследственности (в исходном металле) на свариваемость полуфабрикатов из алюминиево-магниевого сплава. К ней относят повышенное содержание пленок и характер их расположения в прокате. Литой металл не склонен к околошовной пористости.

Для снижения роли металлургической наследственности применяют различные методы рафинирования металла. Из всех апробированных методов вакуумирование расплава в миксере дает наиболее стабильные и эффективные результаты. Перспективными являются методы непрерывного рафинирования расплава в струе.

Помимо улучшения качества свариваемого металла существенно снижается пористость в околошовной зоне при уменьшении погонной энергии сварки, особенно при повышении скорости.

1.6. Способы сварки, применяемые при сварке цистерн бензовозов

Дуговая сварка неплавящимся электродом в защитных газах. Сварка вольфрамовым электродом в защитном инертном газе – это сварочный процесс, в котором сварочная дуга горит между неплавящимся вольфрамовым электродом и металлом свариваемого изделия (рис. 1.10). Среда защитного инертного газа, обычно аргона, защищает сварочную ванну. Сварку можно проводить посредством плавления металла самого свариваемого изделия или с применением присадочного материала сходного с основным металлом химического состава [50, 51].

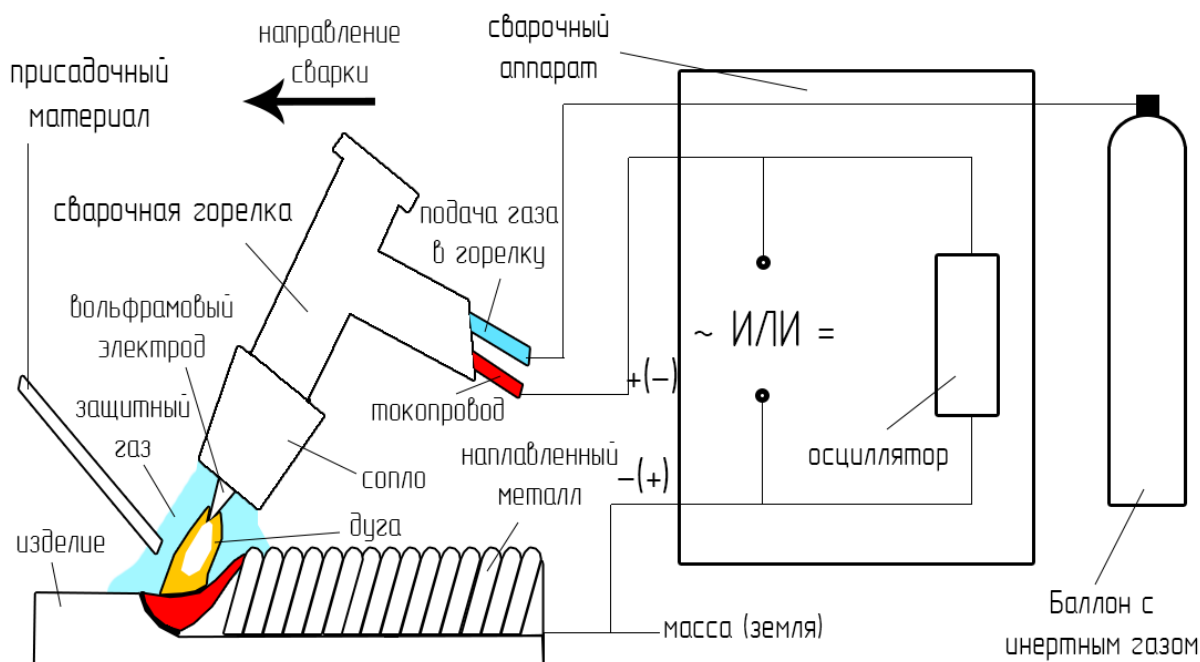


Рисунок 1.10 – Схема аргонодуговой сварки неплавящимся электродом

Дуга оплавляет свариваемые кромки, перемещаясь вдоль них. По мере удаления дуги происходит затвердевание расплавленного металла и образуется сварной шов, соединяющий кромки деталей.

При сварке неплавящимся электродом основными параметрами процесса являются: скорость сварки, ток дуги, расход защитного газа и скорость подачи присадочной проволоки.

Для сварки алюминия и сплавов на его основе требуется переменный сварочный ток. При аргонодуговой сварке на переменном токе происходит чередование между прямой и обратной полярностью сварочного тока в цикле. Прямую полярность используют для формирования сварочной ванны, тогда как обратная полярность служит для разрушения оксидной пленки и очистки свариваемых поверхностей. Баланс переменного тока позволяет перераспределить в цикле прямую и обратную полярность: увеличение амплитуды обратной полярности создает очищающий эффект; увеличение амплитуды прямой полярности создает проплавление металла.

Сварка неплавящимся электродом диаметром 2–6 мм целесообразна для алюминия и его сплавов толщиной до 12 мм. Металл толщиной до 3 мм сваривают за один проход на стальной подкладке; при толщине металла 4–6 мм сварку выполняют с двух сторон, а начиная с толщины 6–7 мм, применяют разделку кромок (V- или X-образную) по ГОСТ 14806–80.

Надежность защиты в процессе сварки определяется также диаметром и формой сопла горелки, расстоянием сопла от поверхности свариваемого изделия и другими факторами (например, отсутствием сквозняка на участке сварки).

При выполнении швов на алюминии вручную неплавящимся электродом особые требования предъявляются к технике сварки. Угол между присадочной проволокой и электродом должен составлять около 90° . Присадка подается короткими возвратно-поступательными движениями. Недопустимы поперечные колебания вольфрамового электрода. Длина дуги обычно не превышает 1,5–2,5 мм, а расстояние от выступающего конца вольфрамового электрода до нижнего среза наконечника горелки при стыковых соединениях – 1–1,5 мм, при тавровых (угловых) – 4...8 мм.

Для уменьшения опасности окисления размеры сварочной ванны должны быть минимальными. Сварку металла толщиной до 10 мм обычно ведут «левым» способом, который позволяет снизить перегрев свариваемого металла. Скорость сварки должна соответствовать электрическому режиму и расходу инертного газа. Чрезмерный расход газа приводит к его турбулентному истечению и засасыванию в зону дуги воздуха, т.е. к нарушению газовой защиты. При малом истечении газа или чрезмерно большой скорости сварки защита зоны сварки будет недостаточной. Давление аргона в зависимости от расхода устанавливается в пределах 0,01–0,05 МПа. Подачу аргона включают за 3...5 с до возбуждения дуги, а выключают через 5–7 с после обрыва дуги. Включение и выключение подачи удобнее всего осуществлять с помощью электромагнитного клапана, который устанавливается в цепи аппаратуры управления или входит в состав источника питания.

Современные инверторные источники питания позволяют регулировать соотношение положительной и отрицательной составляющей при питании дуги переменным током промышленной частоты. Преобладающая положительная составляющая предпочтительнее для сильно окисленного алюминия, а с преобладающей отрицательной составляющей – только для слегка окисленного алюминия. Регулируемый баланс позволяет добиться необходимой очищающей способности, в зависимости от степени окисления основного металла, и идеально подходит для получения качественных сварных швов, особенно при проведении операций технического обслуживания на загрязненных материалах.

Наряду с переменным током достаточно широко применяют сварку неплавящимся электродом на постоянном токе прямой полярности, которая по сравнению с обычно применяемыми способами сварки алюминия имеет ряд особенностей. Так в качестве защитного газа целесообразно использовать гелий, физические свойства которого и прямая полярность влияют на концентрацию тепловой энергии дуги, передаваемой изделию, и

обеспечивают более глубокое проплавление металла. Высокая концентрация энергии дуги способствует получению узких швов и уменьшению размеров ЗТВ, что особенно важно при изготовлении конструкций из термически упрочняемых алюминиевых сплавов. Этот способ не требует сложной разделки кромок, дает меньше дефектов в сварных швах, требует меньшего количества присадочного материала.

Низкая тепловая нагрузка на неплавящийся электрод дает возможность придавать рабочему торцу необходимую геометрию, избегать его расплавления и попадания вольфрама в сварной шов.

В то же время следует учитывать, что гелиеводуговая сварка может применяться для сварки алюминиевых сплавов, не содержащих в своем составе магний, а также требует поддержания малой длины дуги (порядка 1,0–1,5 мм).

Сварка плавящимся электродом в инертном газе. Дуговая сварка металлическим плавящимся электродом в защитных газах (MIG) выполняется при питании дуги постоянным током обратной полярности (плюс на электроде), при котором процесс катодного распыления на поверхности свариваемой детали и ванны идет непрерывно. Этот процесс требует применения металлического электрода соответствующего химического состава и тщательной газовой защиты металла в зоне сварного шва смесью гелия и аргона высокой чистоты. Перенос металла электрода в сварочную ванну при MIG-сварке происходит в виде капель с короткими замыканиями, которые значительно перегреваются (до 2300 °С), насыщаются водородом, повышают его концентрацию в сварочной ванне и вызывают значительную пористость в металле шва.

Сварка плавящимся электродом – экономичный способ сварки алюминия и его сплавов толщиной более 4 мм. Надежное разрушение пленки оксидов при таком способе сварки в аргоне, гелии или смеси этих газов достигается лишь при питании дуги постоянным током обратной полярности. Механизм удаления оксидной пленки в этом случае заключается в разрушении

и распылении ее тяжелыми положительными ионами, бомбардирующими катод (используется эффект катодного распыления).

Недостаток способа сварки алюминия плавящимся электродом – некоторое снижение по сравнению со сваркой неплавящимся электродом показателей механических свойств. Так, для сплава АМгб снижение предела прочности может достигать 15%. Уменьшение прочности шва объясняется тем, что электродный металл, проходя через дуговой промежуток, перегревается в большей степени, чем присадочная проволока при сварке неплавящимся электродом. К преимуществам этого способа сварки относятся хорошее перемешивание сварочной ванны и в связи с этим лучшее очищение шва от оксидных включений, а также высокая производительность.

Для сварки применяют проволоку диаметром не менее 1,2...1,5 мм, так как из-за недостаточной жесткости сварка алюминиевой проволокой меньшего диаметра затруднена. При использовании проволоки указанных диаметров устойчивый процесс можно получить при токах не менее 130...140 А, позволяющих сваривать за один проход металл толщиной 4...5 мм.

Более эффективна разновидность этого процесса – импульсно дуговая сварка плавящимся электродом (ИДСП), выполняемая при питании дуги обратной полярности однополярными импульсами тока повышенной частоты (от 100 до 300 Гц) [52]. При этом происходит периодически резкое повышение силы тока до значений от 500 до 1000 А, что приводит к ускоренному отрыву мелких капель с электрода. Это снижает уровень насыщения капель и сварочной ванны водородом, интенсифицирует его выделение под действием вибраций, измельчает зерно в кристаллизирующемся шве и разрушает оксидные пленки за счет непрерывного катодного распыления. Процесс ИДСП начинает широко применяться для сварки заготовок повышенной толщины (более 5 мм) в судостроении и в ракетно-космической промышленности.

Плазменная сварка. Дуговую плазменную струю для сварки и резки получают по двум основным схемам. При плазменной струе прямого действия изделие включено в сварочную цепь дуги, активные пятна которой

располагаются на электроде и изделии. При плазменной струе косвенного действия активные пятна дуги находятся на электроде и внутренней или боковой поверхности сопла. Плазмообразующий газ может служить также и защитой расплавленного металла от воздуха. В некоторых случаях для защиты расплавленного металла используют подачу отдельной струи специального, более дешевого защитного газа. Газ, перемещающийся вдоль стенок сопла, менее ионизирован и имеет пониженную температуру. Благодаря этому предупреждается расплавление сопла. Однако большинство плазменных горелок имеет дополнительное водяное охлаждение.

Тепловая эффективность дуговой плазменной струи зависит от силы сварочного тока и напряжения, состава, расхода и скорости истечения плазмообразующего газа, расстояния от сопла до поверхности изделия, скорости перемещения горелки (скорости сварки или резки) и т.д. Геометрическая форма струи может быть также различной (квадратной, круглой и т.д.) и определяться формой выходного отверстия сопла.

При плазменной сварке на переменном токе эффективный КПД нагрева повышается до 65...70% по сравнению с 45...50% при обычной аргонодуговой сварке неплавящимся электродом на переменном токе. Из сравнения режимов плазменной и аргонодуговой сварки следует, что минимальная погонная энергия соответствует сварке сжатой дугой на постоянном токе при обратной полярности. Поэтому данный способ имеет преимущества в первую очередь при сварке конструкций из нагартованных и термически упрочненных алюминиевых сплавов. Уменьшая погонную энергию при сварке, можно снизить суммарный объем несплошностей в шве вследствие торможения реакции разложения остатков влаги в оксидной пленке во время существования сварочной ванны.

При плазменной сварке на постоянном токе, снижается расход присадочной проволоки до 40%, заметно сужаются швы, можно получить удовлетворительные механические свойства швов при нетравленном основном металле. В этом отношении лучшие результаты дает сварка проникающей

сжатой дугой. Так как электросопротивление пленки оксидов Al_2O_3 высокое, сварка по неочищенной от пленки оксидов поверхности металла приводит к сужению активного пятна и увеличению проплавляющей способности дуги.

Сжатая дуга проникает через кратер в ванне на всю толщину основного металла; при этом особенно эффективно проявляется катодная очистка. Для заполнения отверстия под дугой в зону сварки подается присадочная проволока. Погружение сжатой дуги в металл возможно не только при механизированной, но и при ручной сварке.

Плазменную сварку стыковых соединений из алюминиевых сплавов толщиной до 8 мм выполняют без разделки кромок с зазором до 1,5 мм за один проход на стальной подкладке или с двух сторон на весу. Для сварки на переменном токе используются серийные трансформаторы, обладающие требуемыми электродинамическими характеристиками. Вторичные обмотки включают последовательно, обеспечивая при этом напряжение холостого хода 120 В. Постоянную составляющую уменьшают путем включения в цепь батареи конденсаторов или омического сопротивления (например, балластного реостата типа РБ-300). Между вольфрамовым электродом (анодом) и соплом (катодом) горит вспомогательная дуга, которая питается выпрямленным током 20...25 А.

При плазменной сварке получают швы с высокими механическими свойствами как при выполнении швов на переменном токе, так и на постоянном токе обратной полярности.

На рисунке 1.11 представлена схема процесса плазменной сварки неплавящимся электродом на прямой полярности. При плазменной сварке алюминиевых сплавов сварку выполняют обычно на обратной полярности, что обеспечивает интенсивное разрушение оксидной пленки на поверхности свариваемых деталей. Однако, наблюдается перегрев неплавящегося электрода, что вызывает появление дефектов в виде вольфрамовых включений при сварке швов большой протяженности [53–56].

Для устранения явления перегрева электрода создают специальные конструкции водоохлаждаемых электродов или применяют схему плазменной сварки с полым анодом (рисунок 1.12).

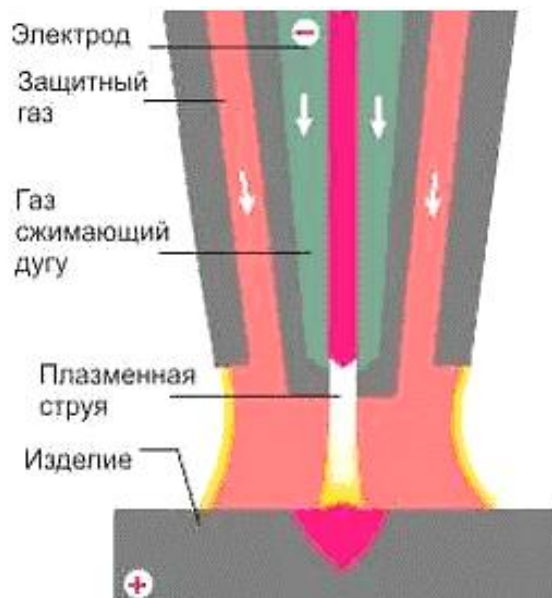


Рисунок 1.11 – Схема процесса плазменной сварки неплавящимся электродом на прямой полярности

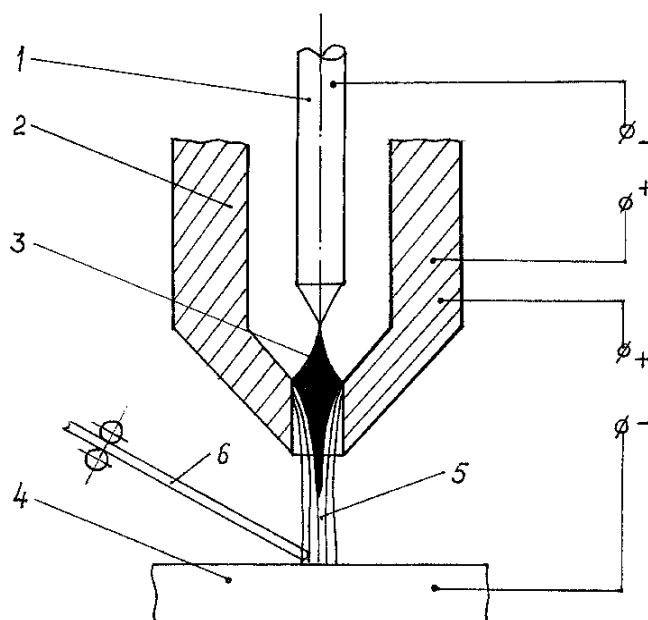


Рисунок 1.12 – Схема плазменной сварки с полым анодом алюминиевых сплавов:

1 – вольфрамовый катод; 2 – сопло; 3 – дежурная дуга; 4 – деталь; 5 – основная дуга; 6 – присадочная проволока

При сварке с полым анодом два самостоятельных источника питания постоянного тока подключаются положительным полюсом к водоохлаждаемому плазмообразующему соплу. Между вольфрамовым катодом и соплом горит на прямой полярности дежурная дуга, а основная сварочная дуга горит на обратной полярности между соплом и изделием. Так как сопло интенсивно охлаждается проточной водой, то не происходит его разрушения в процессе сварки швов большой протяженности.

Сварка трением с перемешиванием. Сварка трением с перемешиванием представляет собой процесс, который происходит в металлах в твердом агрегатном состоянии, при котором механическое соединение происходит посредством погружения специального вращающегося инструмента, состоящего из двух частей, называемых плечом и пином (штифт, стержень), в поверхность стыка двух жестко зафиксированных пластин на глубину, приблизительно равную их толщине, таким образом, чтобы плечо касалось поверхности соединяемых пластин. Схема процесса сварки трением с перемешиванием представлена на рисунке 1.13.

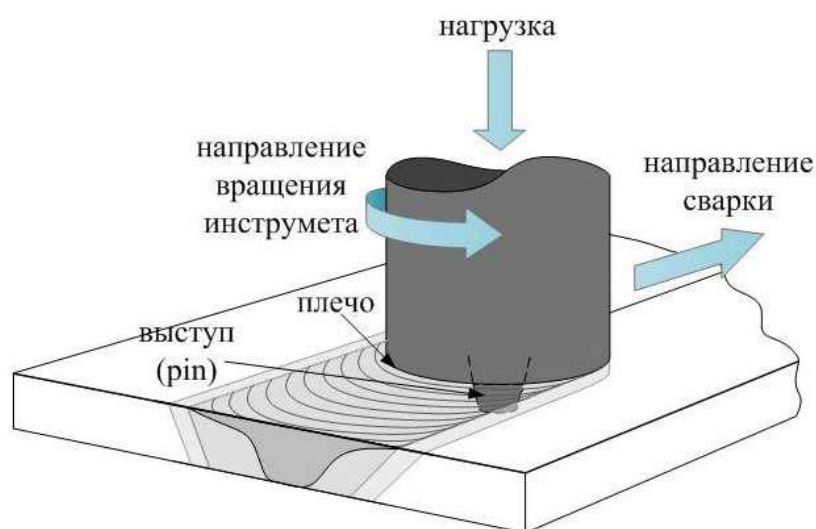


Рисунок 1.13 – Схема процесса сварки трением с перемешиванием

Инструмент, который обычно изготавливают из теплостойкой стали, переводит свариваемый металл в пластифицированное состояние, за счет

фрикционного тепла, и перемешивает его в этом состоянии без образования жидкой фазы.

Выделяющейся в процессе СТП теплоты недостаточно для образования расплавленной зоны в области формирования соединения. В результате весь процесс протекает без макроскопического расплавления, что снижает вероятность возникновения многих дефектов, характерных сварным соединениям при сварке плавлением [57, 58].

Выделение тепла за счет работы сил трения и интенсивная пластическая деформация в размягченном материале вокруг инструмента являются основополагающими для процесса сварки трением с перемешиванием [59]. При деформации материала также генерируется и перераспределяется тепло, создавая, тем самым, неоднородное температурное поле в сварном шве.

Фактически контроль температурных полей лежит в основе почти всех аспектов сварки трением с перемешиванием, например, оптимизация скорости процесса и нагружающего усилия позволяет избегать макроскопических дефектов, определяет эволюция микроструктуры и прочность соединения. Почти весь материал в сварном шве экструдируется между вращающимся пином с отступающей стороны и окружающим материалом. При этом считается, что пластифицированный материал течет вокруг инструмента как вязкая жидкость и затекает в застойную зону за ним, формируя таким образом шов. Адгезия металла к инструменту при этом никак не учитывается либо считается исключительно вредным явлением.

Повышение температуры в зоне трения пина и материала деталей позволяет инструменту двигаться вдоль линии стыка и перемешивать материал, образуя сварное соединение [60]. Температура при сварке не превышает температуру плавления основного металла [61]. Таким образом, источник тепла распределяется в объеме материала, окружающем стержень, который в сварке трением с перемешиванием называется зоной перемешивания [62]. Во время сварки материал движется от наступающей стороны (*advancing side*), имеющей направление векторов скорости вращения

на поверхности инструмента параллельное направлению перемещения, к отступающей стороне (*retreating side*), где вращение и направление сварки антипараллельны направлению перемещения [63].

Считается, что ключевыми параметрами СТП являются частота вращения сварочного инструмента и скорость сварки; в качестве важных параметров также отмечают величину прижимного давления, а также дизайн сварочного инструмента [64–73]. Показано, что температура процесса в зоне перемешивания определяется частотой вращения инструмента, в то время как продолжительность термического воздействия контролируется скоростью сварки [74–76]. Максимальная температура СТП алюминиевых сплавов может достигать 550 °С [77, 78], а в исключительных случаях – даже 600 °С, приводя к локальному оплавлению свариваемого материала [75].

Выбор геометрии инструмента и параметров процесса сварки оптимизируется для каждого конкретного свариваемого материала. Исследования [79] показали, что при увеличении частоты вращения увеличивается тепловложение в металл и в сварном соединении формируется микроструктура с более однородными зёрнами.

Таким образом, скорость ввода энергии за счет трения определяется двумя основными параметрами. Первая – это частота вращения инструмента, а вторая скорость перемещения инструмента. Материал инструмента для сварки трением с перемешиванием, термообработка и его геометрия также имеют большое значение [80].

В случае несоответствия параметров процесса сварки трением с перемешиванием их оптимальным значениям может возникнуть ряд дефектов: непровар (*lack of penetration*), протяженные дефекты (*tunnels*), поры (*voids*), дефект в виде непровара по лицевой стороне шва (*surface grooves*), грат (*excessive flash*), задиры (*surface galling*), охрупчивание ядра (*nugget collapse*) и дефект типа стыковая линия (*lazy S*). [81–84].

В целом существует определенный диапазон комбинаций параметров, что приводит к хорошему качеству сварного шва. Метод сварки трением с

перемешиванием формирует соединение путем комбинации операций перемешивания и выдавливания (экструзии).

Пластическое течение в *приповерхностном* слое материала определяется плечиками инструмента [85]. Установлено, что влияние плечиков может простираться на значительную глубину перемешиваемого материала, а схема деформации в этом случае близка к кручению под давлением [86].

С другой стороны, перемешивание глубинных слоев материала осуществляется стержнем. В этом случае, схема деформации близка к простому сдвигу, причем в качестве поверхности сдвига выступает поверхность стержня, а направление сдвига является тангенциальным к направлению его вращения.

Сочетание вращательного и трансляционного движений в ходе СТП обуславливает характерную анизотропию процесса пластического течения. В частности, на одной из сторон формирующегося сварного соединения направления вращательного и поступательного движений инструмента совпадают, а на другой они являются разнонаправленными.

Асимметрия пластического течения может приводить к существенному варьированию температурно-деформационных условий внутри зоны сварного шва и, как следствие, неоднородности формируемой в нем микроструктуры [87–89].

Из литературных данных известно, что в процессе сварки происходит фрикционный нагрев и очень интенсивная деформация металла заготовки. Получаемая при этом микроструктура представлена мелкозернистой зоной с резким переходом к исходной. Первая попытка классифицировать микроструктуру, полученную при сварке трением с перемешиванием, была сделана Трэдгиллом [90]. Эта работа была проведена исключительно на алюминиевых сплавах с использованием только лишь оптической микроскопии.

Соединения, полученные сваркой трением с перемешиванием на алюминиевых сплавах, содержат измененную микроструктуру, что неудивительно, когда рассматривается экстремальный диапазон деформаций, скоростей деформации и термических циклов, которым подвергаются различные области сварного соединения [82]. В соединении, полученном сваркой трением с перемешиванием, как правило, выделяют 4 характерные зоны влияния процесса сварки (рис. 1.14):

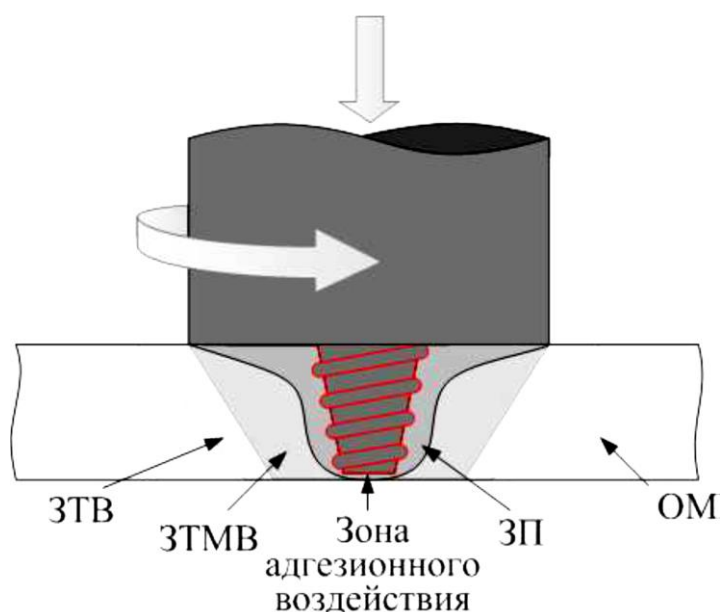


Рисунок 1.14 – Особенности структуры материала соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием.

ЗП – зона перемешивания; ЗТМВ – зона термомеханического воздействия;
ЗТВ – зона термического влияния; ОМ – основной металл

1. Зона интенсивной деформации называется зоной перемешивания, так же предложен термин «динамически рекристаллизованная область» [91], который широко используется в литературе;

2. Зона термомеханического воздействия, где материал испытывает меньшую деформацию и более низкую температуру [92]. В случае алюминия в этой области возможно генерировать значительную пластическую деформацию без рекристаллизации, и, как правило, между

рекристаллизованной и деформированной зоной термомеханического воздействия имеется макроскопическая граница;

3. Зона термического влияния – область, достаточно близкая к сварному шву для термического воздействия, чтобы модифицировать микроструктуру и/или свойства, но никаких видимых следов пластической деформации там не обнаруживается с помощью световой микроскопии, хотя признано, что некоторая пластическая деформация там может все-таки происходить;

4. Основной (исходный) металл, окружающий зону термического влияния, удален от сварного шва. Основной металл не деформируется и не подвергается воздействию тепла с точки зрения обнаруживаемых изменений в микроструктуре или свойствах.

В зоне термического влияния, удаленной от центра сварного шва, нет очевидного изменения структуры зерен (рис. 1.15, в), а обнаружить ее можно только изменением твердости и, как правило, различной реакцией на травитель. Кроме того, при приближении к центру сварки в структуре зерен можно увидеть четкие следы пластической деформации. Во внешней части зоны термомеханического воздействия исходные зерна различимы, но искривлены в соответствии с движением потока металла в зоне перемешивания, о чем свидетельствует обратная полюсная фигура на рисунке 1.15, б. Еще ближе к линии сварки, степень деформации и температура увеличиваются так, что там формируется динамически рекристаллизованная зона (зона перемешивания, ядро шва) с дисперсной равноосной зеренной структурой (рис. 1.15, а).

Общим наблюдением в исследовании зоны перемешивания является появление ряда круговых или эллиптических областей на металлографических срезах, которые часто называются "луковыми кольцами". Махони и др. [93] и Леонард [94] показали для сплавов В95 и АК8, что кольца являются реакцией травления на изменения размера зерен между кольцами.

Другие характеристики колец включают эффекты текстуры [94, 95] и изменения плотности дислокаций [47, 48]. Зона перемешивания может также

содержать раздробленные частицы [94, 96], и "луковичную" структуру иногда связывают с изменением их распределения [94, 97].

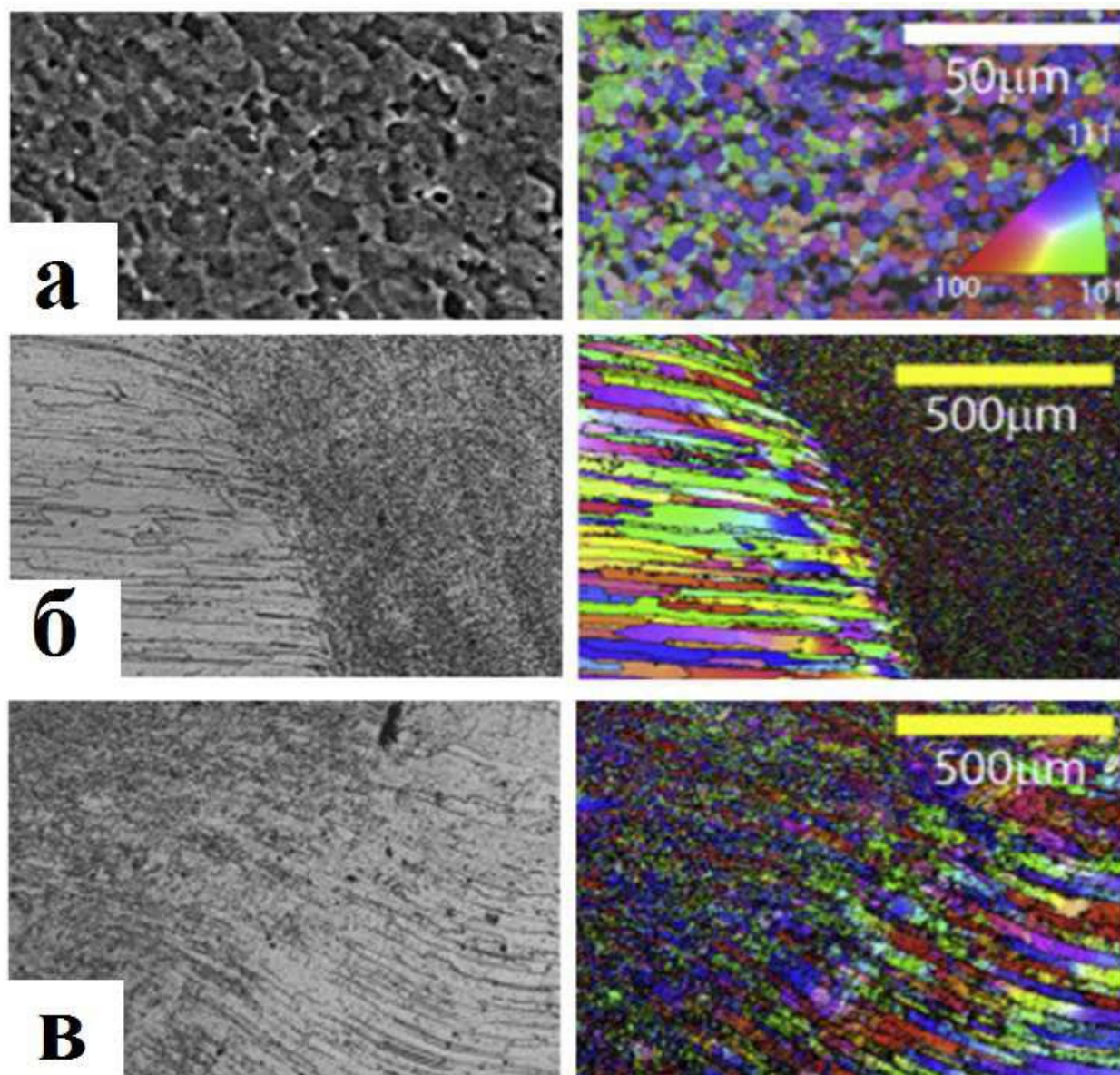


Рисунок 1.15 – Микроструктура алюминиевого сплава В-1461 показана с использованием карты обратных полюсных фигур, полученной EBSD, изображающей изменение микроструктуры в материале: а) зона перемешивания; б) граница между ядром и зоной термомеханического воздействия; в) зона термомеханического воздействия [98]

Это может быть следствием полосового распределения составляющих частиц, присутствующих в основном металле, что сильно зависит от сплава [99]. Однако, эти факторы не дают полного объяснения механизма образования, который еще не сформулирован. По-видимому, есть веские аргументы в пользу того, что существует чисто кинематическая основа для

формирования каждого кольца, связанная с вращением и подачей инструмента.

Считается, что формирование кольца может быть функцией геометрии инструмента, поворота инструмента и скорости движения [90]. Практическое значение этого явления остается довольно ограниченным, так как механические свойства ядра в целом хорошие, а пути разрушения в механических испытаниях редко связаны с «луковыми кольцами».

Что касается размеров зерна, то вследствие того, что материал испытывает высокотемпературное воздействие, необходимо как-то контролировать рост зерен. Наиболее популярный метод ограничения роста зерна во время высокотемпературных операций – использование легирующих элементов в алюминиевых сплавах, в частности скандия и циркония.

В ряде работ [100–105] утверждается, что добавление небольшого количества скандия в алюминиевые сплавы улучшает их механические свойства и свариваемость, что связывается с наличием термостабильных частиц Al_3Sc , ограничивающих рост зерна. Частицы Al_3Zr также могут иметь такой же эффект. Чарит и Мишра [106] показали, что ультрамелкозернистые структуры, характеризующиеся средним диаметром зерен 0,68 мкм, были получены после обработки трением с перемешиванием сплава $Al-Zn-Mg-Sc$. Эти значения размера зерен значительно меньше, чем получаемые после сварке трением с перемешиванием в других сплавах.

Поскольку рост зерен в сплаве $Al-Zn-Mg-Sc$ подавляется за счет выделения частиц Al_3Sc или Al_3Zr , то можно предположить, что это изначальный размер рекристаллизующихся после сварки трением с перемешиванием зерен. Таким образом, включение элементов, замедляющих рост зерна, может быть полезным, но необходимы дальнейшие исследования для полного понимания механизмов их функционирования и для достижения полного потенциала этих добавок к сплавам.

Так как в настоящее время существует проблема получения термически неупрочняемых алюминиевых сплавов системы $Al-Mg$ с повышенными

прочностными характеристиками, наиболее используемыми методами получения таких материалов являются методы интенсивной пластической деформации. Эти методы позволяют повысить прочностные характеристики металла за счет уменьшения зерна до мелко- и ультрамелкозернистого состояния [107].

С этой точки зрения метод сварки трением с перемешиванием и образованная от него обработка трением с перемешиванием [108] являются перспективными методами интенсивной пластической деформации наряду с другими, включая равноканальное угловое прессование [109], последовательную роликовую прокатку, в том числе и низкотемпературную прокатку [110, 111], различные виды экструзии, такие как гидростатическая и винтовая экструзия [112, 113], кручение под высоким давлением [114] и другие [93, 115–123]. При этом каждый из этих процессов имеет свои преимущества, определяющие его использование в исследованиях и практике.

За счет интенсивной пластической деформации и фрикционного нагрева в поверхностных слоях, образованных при трении, материал претерпевает значительную фрагментацию и может переходить в ультрамелкозернистое состояние, вследствие чего механизмы деформирования и поведение системы трения в целом изменяются. Один из механизмов образования ультрамелкозернистой структуры поверхностного слоя – это сдвиговая неустойчивость в условиях адгезионного взаимодействия. Это явление состоит в резком переходе к интенсивному пластическому сдвигу при достижении некоторой степени деформации [124].

В таких условиях пластический сдвиг сильно локализован, и деформация протекает с довольно высокой скоростью. Множество таких пластических сдвигов и представляет собой процесс деформации поверхностных слоев. Этот процесс протекает неоднородно как в пространстве, так и во времени. Экспериментально показано, что при трении фрагментация поверхностного слоя быстро переводит этот слой в ультрамелкозернистое, и даже в наноструктурное состояние [125].

При этом, степени деформации превосходят таковые при обычных методах пластической деформации, таких как равноканальное угловое прессование, но толщина таких слоев значительно мала, и получить наноструктурированный материал по объему образца при внешнем трении является невыполнимой задачей [118].

1.7. Цель и задачи исследования

Из выполненного литературного обзора можно заключить, что проблема получения прочных и высокопластичных сварных соединений из алюминиевых сплавов системы Al–Mg при плазменной сварке требует дальнейшего развития как в части представлений о механизме формирования мелкозернистой структуры металла шва, так и выборе критериев технологических параметров процесса.

В ряде работ указывалось, что измельчению структуры металла шва и повышению за счет этого деформационной способности сварных соединений алюминиевых сплавов системы Al–Mg, полученных сваркой плавлением, может быть достигнуто за счет легирования металла шва скандием. В связи с перспективностью применения для изготовления сварных цистерн алюминиевого сплава 1565ч то видится актуальным исследование влияния легирования присадочной проволоки на структуру и свойства сварных соединений указанного сплава при плазменной и аргонодуговой сварке.

Требует своего отдельного изучения технология подготовки присадочной проволоки и основного металла к сварке без применения технологии травления в щелочи с последующим осветлением в 30%-ном растворе азотной кислоты. Для подготовки поверхности присадочной проволоки перспективно применение метода скальпирования ее поверхности путем протягивания в алмазную фильеру. Подготовку поверхности свариваемых кромок заготовок из алюминиевых сплавов целесообразно

осуществлять с помощью поверхностной зачистки сканирующим лазерным излучением.

Как в случае со скальпированием присадочной проволоки, так и в случае с лазерной подготовкой свариваемых кромок необходимо исследовать химический состав оксидной пленки на поверхности непосредственно после обработки, а также кинетику изменения ее состава и толщины со временем после обработки.

Целью диссертационной работы является определение зависимости свойств и структурно-фазового состояния сварных соединений от параметров режима и содержания скандия в присадочной проволоке при плазменной сварке листов алюминиевого сплава 1565ч системы Al–Mg.

Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие **задачи**:

1. Исследовать показатели свариваемости листов алюминиевого сплава 1565чМ в условиях сварки плавлением.

2. Установить влияние основных параметров режима плазменной сварки и состава присадочной проволоки на механические свойства и структуру сварных соединений листов сплава 1565чМ.

3. Определить влияние содержания скандия в присадочной проволоке на механические свойства и структуру металла шва сплава 1565чМ при сварке плавлением.

4. Исследовать возможность применения скальпирования присадочной проволоки и лазерной зачистки свариваемых кромок листов сплава 1565чМ при плазменной сварке для получения бездефектных соединений, а также кинетику изменения состава и толщины поверхностной оксидной пленки со временем после обработки.

5. Изучить деформационную способность сварных заготовок из листов сплава 1565чМ, полученных плазменной сваркой с присадочной проволокой с легированием и без легирования скандием, при нормальной и повышенной температуре.

6. Определить свойства сварных соединений листов сплава 1565чМ с другими деформируемыми алюминиевыми сплавами, полученными сваркой плавлением.

Глава 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1. Алюминиевый сплав 1565ч

В морском судостроении уже более тридцати лет успешно применяют свариваемый сплав 1561. Из этого сплава изготавливают все виды полуфабрикатов. Сплав 1561 имеет высокие прочностные свойства за счет высокого содержания Mg и Mn, но является весьма трудоемким в металлургическом производстве и имеет более низкую технологическую пластичность, чем сплавы с содержанием менее 6% Mg (таблица 2.1).

Таблица 2.1 – Свойства листов по ГОСТ Р 56370-2015 и плит по ГОСТ Р 56371-2015 из сплава 1561

Полуфабрикат	Состояние поставки	Обозначение	Толщина	Механические свойства, не менее		
				σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Лист	без термической обработки отожженное	1561 (АМг61)	5,0–0,0	335	175	12
			0,8–3,5 св. 3,5–4,5	315 355	155 175	12 15
Плита	без термической обработки	1561 (АМг61)	12–25	335	175	12
			св. 25–50	335	175	10
			св. 50–60	315	175	10

Недавно в России был разработан сплав 1565ч системы Al–Mg, который содержит 5,2–6,0% магния и кроме обычной добавки Mn, дополнительно легирован рядом элементов, таких как Zn, Cr, Zr и др. Этот сплав рекомендован для использования в судостроении, а также применяется в коммерческом транспорте для изготовления сварных цистерн, перевозящие сыпучие и жидкие продукты (цемент, бензин) и кузовов грузовых вагонов.

Этот сплав, будучи достаточно простым в металлургическом производстве, обеспечивает получение прочностных свойств на 20–30% выше, чем сплавы АМг5 и АМг6 при сохранении высокой пластичности. При этом он обладает отличной свариваемостью всеми видами сварки плавлением и

хорошей коррозионной стойкостью. Механические свойства сплава 1565ч в сравнении со сплавами АМг5, АМг6 и 5083 приведены в таблицах 2.2–2.5.

Таблица 2.2 – Механические свойства листов при растяжении

Сплав, стандарт	Состояние поставки	Толщина, мм	Механические свойства, не менее		
			σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
5083 (ENAW)	О/Н111	3,0 – 6,3	275	125	15
		свыше 6,3 – 12,5	270	115	16
	Н116/Н321	3,0 – 6,0	305	215	10
		свыше 6,0 – 12,5	305	215	12
АМг5 (ГОСТ 21631-76)	М	0,6 – 4,5	275	145	15
		свыше 4,5 – 10,5	275	130	15
1565ч (ТУ)	М/Н111	2,0 – 5,0	335	170	15
		свыше 5,0 – 10,5	335	175	15
	Н (Н116)	2,0 – 6,0	370	270	10
	НСТ (Н321)	2,0 – 6,0	370	270	10

Таблица 2.3 – Механические свойства плит при растяжении

Сплав, стандарт	Состояние поставки	Толщина, мм	Механические свойства, не менее		
			σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
АМг5 (ГОСТ 17232-99)	Без термической обработки	от 11–25 вкл.	265	120	13
		св. 25–80 вкл.	255	110	12
АМг6 (ГОСТ 17232-99)	Без термической обработки	от 11–25 вкл.	305	145	11
		св. 25–50 вкл.	295	135	6
		св. 50–80 вкл.	275	130	4
1565ч (ТУ)	Без термической обработки	от 11–25 вкл.	335	175	15
		св. 25–50 вкл.	335	175	15
		св. 50–80 вкл.	320	160	12

Таблица 2.4 – Механические свойства прессованных профилей

Сплав, стандарт	Состояние поставки	Механические свойства, не менее		
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
АМг5 (ГОСТ 21488)	Без термической обработки, отожжённое (М)	255	127	15
АМг6 (ГОСТ 21488)		314	157	15
1565ч (ТУ)		335	185/210	12

Таблица 2.5 – Механические свойства прессованных прутков диаметром 8–100 мм

Сплав, стандарт	Состояние поставки	Механические свойства, не менее		
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
АМг5 (ГОСТ 21488)	Без термической обработки, отожжённое (М)	265	120	15
АМг6 (ГОСТ 21488)		315	155	15
1565ч (ТУ)		340	210	12

В данном исследовании использовались листы толщиной 6 мм сплава 1565ч в отожженном и нагартованном состоянии, механические свойства которых приведены в таблице 2.6.

Таблица 2.6 – Механические свойства листов сплава 1565ч толщиной 5 мм

Марка сплава	Состояние сплава	Механические свойства, не менее		
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1565ч	М	335	175	15
1565ч	H116	370	270	10

Для получения сравнительных данных в исследованиях также использовались листы сплава АМг5М толщиной 6 мм.

2.2. Способы сварки стыковых соединений листов алюминиевых сплавов

В исследовании применялись способы сварки стыковых соединений листов алюминиевых сплавов, которые используются при сварке элементов цистерн бензовозов, а именно: автоматическая плазменная сварка, ручная аргонодуговая сварка вольфрамовым электродом и механизированная сварка плавящимся электродом в инертном газе.

Для автоматической плазменной сварки использовалась установка ESAB FD60 HPPlateSeamer (рисунок 2.1).

Установка ESAB FD60 HPPlateSeamer предназначенная для сварки листов алюминия и его сплавов толщиной 6,0–8,0 мм. Установка оборудована пневмоприжимами для фиксации свариваемых листов, выталкивателями для съёма сваренных листов, подкладкой из нержавеющей стали с жидкостным охлаждением длиной 6300 мм, уплотнительными фартуками от поддува воздуха.

Многофункциональный сварочный источник TIG450 AC/DC – P фирмы EWM позволяющий бесступенчатое регулирование силы сварочного тока от 5 А до 450 А; частотой импульсов от 50 Гц до 200 Гц, балансом импульсов +/- 30% постоянного тока прямой и обратной полярности, а также производить плазменную сварку переменным током.

Механизм подачи присадочной проволоки CWC – 3/CWF – 1 фирмы ESAB с горелкой для плазменной сварки РТ-8, состоит из блока управления CWC – 3 и блока механизма подачи проволоки CWF – 1 (рисунок 2.2).

Установка оснащена системой управления моторизованными суппортами А6 РАК, функцией которой является слежение по стыку с дистанционным управлением;



а



б

Рисунок 2.1 – Установка для автоматической плазменной сварки ESAB FD60 HPPlateSeamer: *а* – вид спереди; *б* – вид сбоку

Сварочная горелка РТ-8 является частью установки плазменной сварки РWM-8. Горелка оборудована патроном (цангой) для электродов диаметром от 1,5 до 4,8 мм и сварочным током до 400 А. Трубопроводы горелки расположены сбоку оси горелки, что позволяет вести сварку в труднодоступных местах. Встроенная газовая линза улучшает газовую защиту, что обеспечивает центрирование электрода по отношению к вставному соплу.

Блок охлаждения WP 45 Plasma оборудован эффективным теплообменником с вентилятором и баком для охлаждающей жидкости.

Плазменная сварка может производиться по двум вариантам – на медной подкладке при свободном формировании корня и на нержавеющей подкладке с принудительным формированием корня.



Рисунок 2.2 – Внешний вид плазменной горелки РТ-8

Сварку образцов соединений сплава 1565ч осуществляли на медной подкладке, обеспечивающей принудительное формирование шва. При этом устойчивость процесса значительно возросла за счет того, что расширился диапазон параметров сварки, и система стала допускать большее тепловложение без опасений образования прожога, а возможные включения в шов принудительно выдавливались в корень шва, который впоследствии удалялся механическим путем.

Кроме того, выполняли стыковые соединения листов исследуемого сплава 1565ч полуавтоматической импульсно-дуговой сваркой плавящимся электродом (ИДСП) в аргоне. Сварку осуществляли на постоянном токе

обратной полярности с синергетическим управлением параметрами режима сварки на установке Kemppi FitWeld 300 с блоком охлаждения горелки.

Ручную аргонодуговую сварку вольфрамовым электродом осуществляли от источника питания ПТК RILON TIG 315P AC/DC с применением горелки TIG TP18 SUPER. Указанная горелка имела блок жидкостного охлаждения ПТК БЖО.

2.3. Плазменная сварка с полым анодом

Известны следующие способы сжатия открытой дуги: интенсивный отвод теплоты в металл охлаждаемого сопла из низкотемпературной периферийной зоны открытой дуги; разграничение дуги и стенок сопла потоком относительно холодного газа (газовая стабилизация); воздействие магнитным полем, а также создание в зоне дугового разряда динамического вакуума (сварка полым катодом).

В настоящее время большое внимание уделяется третьему способу получения сжатой дуги путем использования более совершенных и конструктивно простых плазменных горелок (плазмотронов), обеспечивающих в широких пределах регулирование термогазодинамического воздействия дуги на расплавляемый металл. При этом перспективным является использование в качестве электрода сопла плазмотрона.

На этом принципе предложен способ сварки, согласно которому возбуждают две дуги постоянного тока: одну – прямой полярности – между вольфрамовым электродом и соплом (дежурная дуга), другую – обратной полярности – между соплом и обрабатываемым изделием. Вторая дуга называется основной [126–128].

Основная дуга сжимается электрическим путем: в результате выдувания плазмы дежурной дуги создается электрический проводник, который стягивает на себя поток основной дуги, и тем самым обеспечивается

сжимающий и стабилизирующий эффект. Возможно стабильное горение основной дуги при ее длине до 10 мм.

С позиций практики применение описанного способа плазменной сварки наиболее эффективно при сварке алюминиевых сплавов, когда требуется разрушение и удаление тугоплавкой поверхностной оксидной пленки.

Технологическая схема исследуемого процесса приведена на рисунке 2.7.

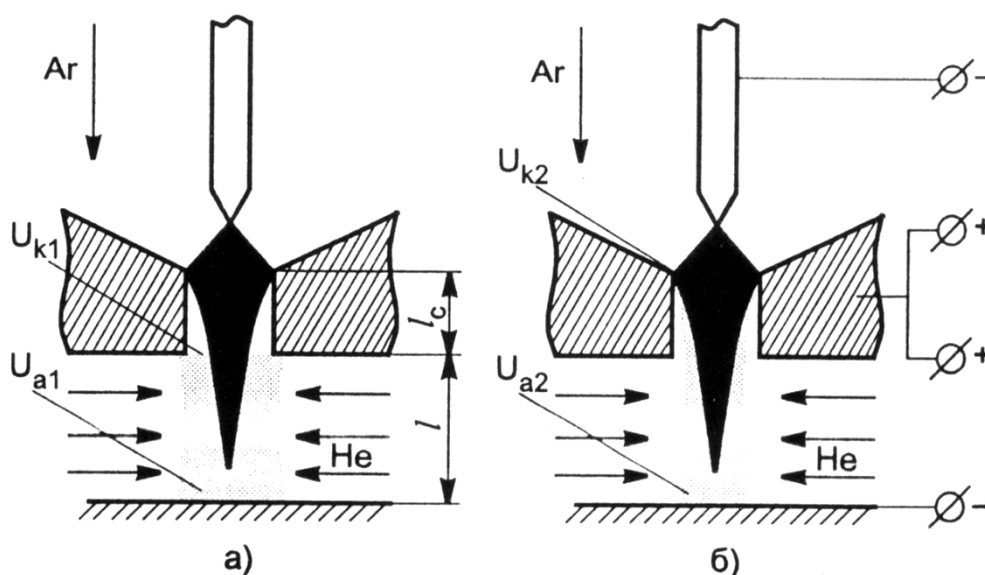


Рисунок 2.7 – Схема горения основной и дежурной дуг с отдельными (а) и совмещенными (б) анодными пятнами

Питание основной и дежурной дуг осуществляется от источника ВСВУ-400. В качестве плазмообразующего газа применяли аргон, защитного – гелий. Ток основной дуги $I_{св}$ составляет 60–85 А, ток дежурной дуги $I_{д}$ изменяется в пределах от 30 до 350 А в зависимости от толщины свариваемых заготовок.

Визуальное наблюдение в поляризованном свете за характером горения основной дуги показывает, что при $I_{д}/I_{св} \approx 2$ происходит увеличение длины основной дуги, анодное пятно этой дуги с торцевой поверхности сопла втягивается в объем его канала и совмещается с анодным пятном дежурной дуги. Диаметр столба основной дуги становится практически равным диаметру сопла (3,2–3,5 мм) [129].

Увеличение длины основной дуги, в результате которого произошло совмещение анодных пятен дежурной и основной дуг, позволило повысить общую мощность источника нагрева практически без дополнительного введения энергии систему.

В результате повышения интенсивности воздействия источника теплоты на материал происходит смена механизма ввода энергии и теплообмена, форма проплава приобретает «кинжальный» вид, характерный для концентрированных источников энергии.

Дополнительные резервы повышения свойств металла сварных соединений и снижения вероятности образования пористости заключаются в использовании импульсного тока для питания дежурной дуги и в программируемом изменении состава плазмообразующего газа [130].

Исследования процесса плазменной сварки с импульсной подачей плазмообразующих газов (аргона и гелия) показали, что на глубину проплавления в большей степени оказывает влияние сила тока плазменной дуги, и в меньшей степени влияет частота следования импульсов подачи плазмообразующего газа [130].

Импульсная подача плазмообразующих газов благоприятно воздействует на геометрическую форму шва, уменьшая коэффициент формы шва и устраняя смещение оси шва в направлении перемещения плазмотрона.

В этом случае при импульсном изменении плазмообразующего газа с аргона на гелий происходит скачкообразное изменение длины дуги. При этом При изменении длины дуги изменяется силовое воздействие плазменной дуги на расплав сварочной ванны и, как результат, периодически меняется глубина проплавления. Установлено, что импульсное изменение состава плазмообразующего газа способствует снижению количества пор в металле шва.

2.4. Подготовка свариваемых кромок под сварку

В рамках выполняемых исследований использовались три метода подготовки свариваемых кромок к сварке:

– химическая подготовка (травление в щелочи КОН с последующим осветлением в 15%-ном растворе HNO_3 и механической зачисткой кромок вращающейся щеткой;

– механическая зачистка свариваемых кромок на расстоянии 15–20 мм от свариваемых кромок вращающейся механической щеткой (основной вариант, применяемый в производственном процессе);

– зачистка свариваемых кромок лазерным излучением (перспективный вариант).

Следует отметить, что применение химической подготовки поверхности заготовок из алюминиевых сплавов к сварке связано с применением реакционных химикатов, необходимостью организации гальванического производства и системы утилизации отработанных химикатов. Кроме того, организация гальванических цехов или участков на мелкосерийных производствах не всегда возможны и с экономической точки зрения оказывается неоправданной.

В качестве альтернативного метода подготовки поверхности алюминиевых сплавов выступает лазерная зачистка.

Удаление очищаемой поверхности происходит за счет локального испарения поверхностного слоя основы. В момент испарения, под давлением разогретых до высоких температур паров, слой неметаллического загрязнения разрушается и удаляется с поверхности металла (рисунок 2.8). Для очистки поверхности образцов исследуемых алюминиевых сплавов применялась система LightCLEAN интегрирован уникальный, мощный импульсный лазер мощностью 1 кВт, настройки и параметры которого, позволяют эффективно удалять поверхностные слои без нагрева основы. Регулируемая ширина зоны обработки составляет до 100 мм при фокусном расстоянии 150 мм.

Механическую зачистку поверхности выполняли с помощью пневматической машинки УШМ NORDBERG NP4707 с диаметром щетки из нержавеющей стали 100 мм.

Химическую подготовку поверхности осуществляли в ваннах с раствором щелочи с последующим осветлением поверхности образцов в 15% растворе азотной кислоты. После химической подготовки поверхности ее механическая зачистка не производилась.



Рисунок 2.8 – Схема процесса лазерной очистки поверхности образцов исследуемых сплавов перед автоматической аргодуговой сваркой

Лазерную зачистку поверхности выполняли с помощью установки LightCLEAN. Удаление очищаемой поверхности происходит за счет локального испарения поверхностного слоя основы. В момент испарения, под давлением разогретых до высоких температур паров, слой неметаллического загрязнения разрушается и удаляется с поверхности металла. В LightCLEAN интегрирован уникальный, мощный импульсный лазер, настройки и параметры которого, позволяют эффективно удалять поверхностные слои без нагрева основы. Предустановленные режимы по очистке помогают быстро начать работу, без ручного подбора нужных параметров.

Основной особенностью лазерной очистки является возможность гибкой корректировки режимов обработки. Установку можно настроить как для деликатной обработки, так и для высокопроизводительного удаления

окалины, окисных слоев, органических масел, полиэфиров, пищевых загрязнений.

Установка LightCLEAN обеспечивает следующие параметры режима обработки:

- выходная мощность импульсного лазера, кВт..... до 1
- регулируемая ширина зоны обработки, мм..... 10–100
- фокусное расстояние, мм..... 150

Внешний вид установки LightCLEAN представлен на рисунке 2.9.



Рисунок 2.9 – Установка для ручной лазерной зачистки поверхности металлических материалов LightCLEAN

2.5. Присадочная проволока

Для исследования влияния химического состава присадочной проволоки на механические свойства сварных соединений листов сплава 1565чМ были использованы проволоки АМг5, АМг61, АМг63, МЛ5183 и 1575, химический состав которых представлен в таблице 2.7.

Все присадочные проволоки перед сваркой прошли операцию скальпирования поверхности.

Таблица 2.7 – Химический состав присадочных проволок для аргодуговой и плазменной сварки листов из сплава 1565ч

Марка присадочной проволоки	Содержание легирующих элементов, мас. %									
	Cu	Mn	Ti	Zr	Sc	Be	Fe	Si	Zn	Mg
AMr5	0,03	0,62	0,12	–	–	0,003	0,22	0,20	–	5,1
AMr61	–	0,98	–	0,08	–	0,0001	0,22	0,27	–	5,92
AMr63	–	0,72	–	0,22	–	0,003	0,10	0,08	–	6,41
1575	0,05	0,58	0,03	0,22	0,26	0,0003	0,11	0,05	Ni 0,06	5,97
ML 5183	0,05	0,76	0,15	–	–	–	0,40	0,25	0,25	4,79

Для скальпирования в режиме протягивания заготовки из предварительно спрессованной проволоки применяется инструмент, размещающийся в волокодержателе волочильного стана (рисунок 2.10). Заготовка 1 перемещается тянущим устройством стана через отверстие скальпирующей проволоки 2, более узкое чем поперечный размер заготовки, в результате чего режущей кромкой волоки срезается тонкий слой металла 3. Основным параметром скальпирующей волоки – угол наклона острой кромки γ , который отсчитывается от нормали к оси волочения.

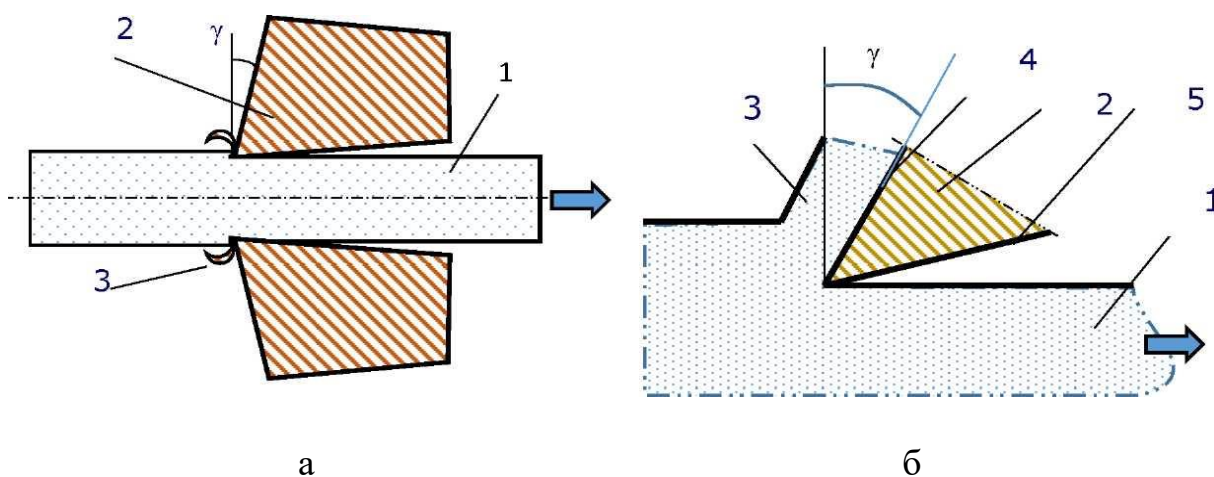
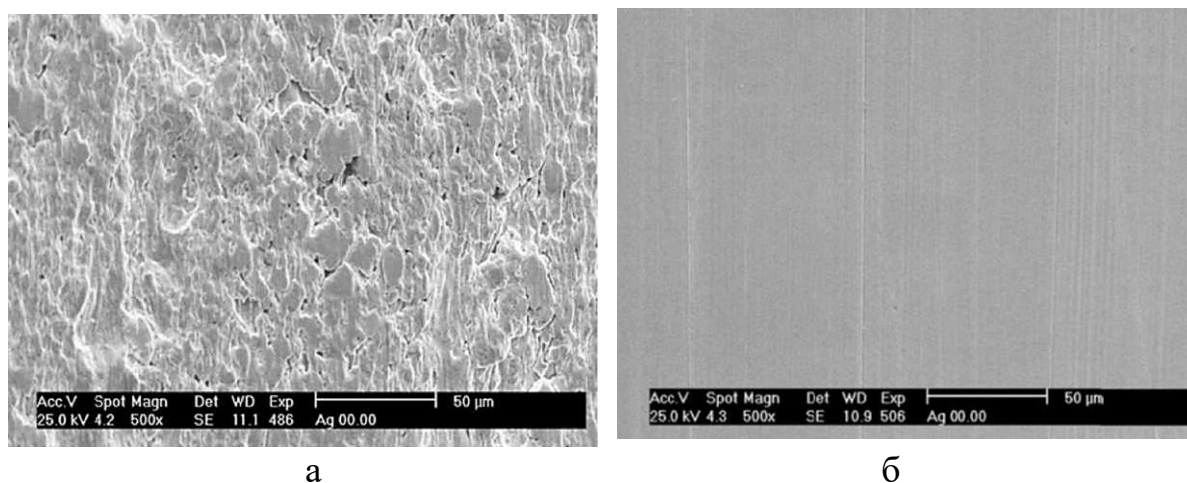


Рисунок 2.10 – Схема скальпирования провололочной заготовки (а) и увеличенное изображение места съема стружки (б): 1 – заготовка; 2 – скальпирующая проволока; 3 – стружка, 4 и 5 – передняя и задняя кромки реза соответственно, стрелка показывает направление перемещения заготовки

В теории резания острый угол кромки γ соответствует понятию переднего угла резания. Основное количество работ, связывающих

пластическую деформацию металла в процессе резки с конфигурацией инструмента и свойствами обрабатываемого сплава посвящены оценке степени деформации, сообщенной стружке. Это объясняется тем, что пластическая деформация позволяет изменить свойства в месте резания и перевести металл в охрупченное состояние, в результате чего конфигурация стружки меняется от винтовой до сыпучей, что более предпочтительно. Угол острой кромки скальпирующей волоки составил $+10^\circ$.

На рисунке 2.11 представлены фотографии электронной микроскопии, выполненные при одинаковом увеличении, поверхности проволоки до скальпирования и после скальпирования.



а

б

Рисунок 2.11 – Фото электронной микроскопии поверхности проволоки из сплава АМгб до (а) и после скальпирования(б)

2.6. Стойкость к образованию трещин при сварке

Для исследования показателей свариваемости исследуемых сплавов были использованы технологические пробы («рыбий скелет» и крестовая) и методика оценки трещиностойкости МГТУ им. Н.Э. Баумана, критерием которой является величина критической скорости деформации растяжения ($A_{кр}$) металла шва в процессе кристаллизации, при которой в нем не образуется трещин. Оценку трещиностойкости проводили на установке ЛТП1-6 с использованием образцов размером 50×50 мм (рисунок 2.12). При оценке

показателей свариваемости исследуемых сплавов сварка осуществлялась как без присадочного металла, так и со сварочной проволокой.



Рисунок 2.12 – Установка для испытаний ЛТП1-6

2.7. Методы исследования физико-механических свойств сварных соединений

Испытания на статическое растяжение. Механические испытания на прочность при растяжении сварных соединений и основного металла при комнатной температуре осуществлялись на универсальной разрывной машине УТС 110М–100.

Образцы для испытаний сварных соединений соответствовали требованиям ГОСТ 6996–66 и представляли собой лопатки длиной 150 мм и с шириной рабочей части 15 мм. Образцы вырезались поперек сварного соединения таким образом, чтобы сварной шов располагался посередине рабочей части образцов.

Скорость нагружения составляла 1 мм/мин. При исследованиях производился отбор участков неразъемного соединения для приготовления образцов для определения механических характеристик на расстоянии 20–30 мм от начала и конца неразъемного соединения в исследуемом образце. Далее

на этих участках проводилась вырезка образцов для механических испытаний. При испытаниях на растяжение определялись следующие механические характеристики неразъемных соединений:

- временное сопротивление σ_B ;
- условный предел текучести условный $\sigma_{0,2}$;
- относительное удлинение после разрыва δ .

В процессе испытания проводилась запись диаграммы растяжения с определением условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ МПа (кгс/мм²), временного сопротивления σ_B МПа (кгс/мм²), относительного удлинения δ % в соответствии с эксплуатационной документацией универсальной испытательной машины.

Стандартные испытания образцов по [131] проводилось на машине «Schenk Trebel» с датчиком деформации А-25110, при комнатной и повышенных температурах.

Нагрев до заданной температуры с заданной скоростью осуществлялся в печи лучевого нагрева, поскольку стандартные муфельные печи не могут обеспечить высокую скорость нагрева. Температура образца замерялась по термопаре, закрепленной в центральной части образца. Термопара крепилась к образцу асбестовым шнуром. Точность замера температуры ± 1 °С. Термопара предварительно тарировалась на положительные температуры с помощью термометра с погрешностью не более 1 °С. Замер образцов проводился с погрешностью не более 0,1 мм по ширине и 0,01 мм по толщине.

В процессе испытания фиксировалась максимальная нагрузка разрушения, что позволяло оценить временное сопротивление при заданной температуре. Условный предел текучести и модуль упругости оценивался по диаграмме «напряжение – деформация».

Испытания на статический изгиб. Испытания на статический изгиб проводились для определения способности сварного соединения выдерживать заданную пластическую деформацию или для оценки предельной

пластичности металла при изгибе. Предельная пластичность характеризуется углом изгиба α (рисунок 2.13) до образования первой трещины [132].

Испытания на статический изгиб проводились на универсальной испытательной машине УТС 110М–100. Образцы для испытаний соответствовали ГОСТ 6996–66, тип XXVI. Испытания включали определение угла изгиба и наличия трещин при статическом изгибе.

В процессе испытаний образец с постоянной площадью поперечного сечения, лежащий в горизонтальной плоскости на двух параллельных цилиндрических опорах, при помощи оправки изгибали до разрушения или до достижения заданного угла изгиба в 150 градусов.

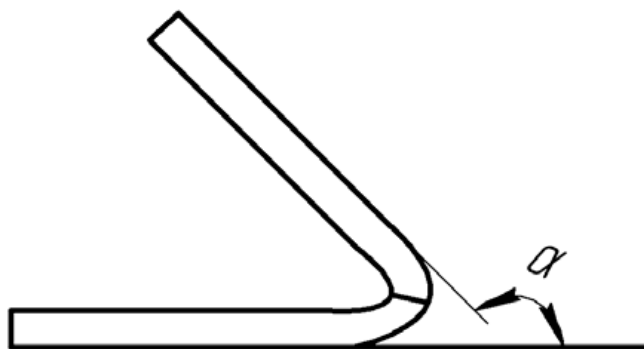


Рисунок 2.13 – Схема определения угла изгиба сварного соединения

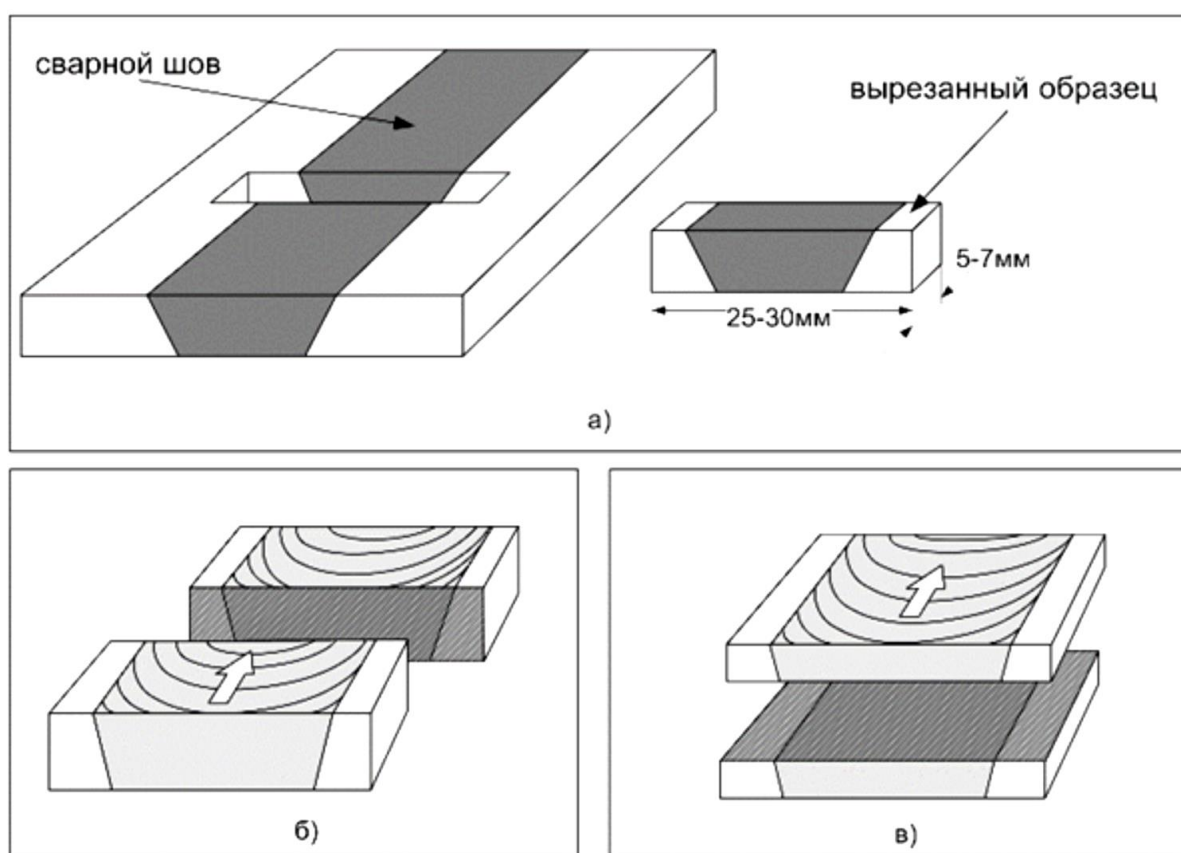
Измерение микротвердости. Микротвердость сварных соединений измеряли на микротвердомере Duramin 5 по методу Виккерса в соответствии с ГОСТ 9450–76 с шагом 0,5 мм при нагрузке 490,6 мН и времени выдержки 10 с.

Измерение твердости. Метод измерения твердости металлов по Бринеллю регламентирует ГОСТ 9012–59 (в редакции 1990 г.) Сущность метода заключается во вдавливании шарика (стального или из твердого сплава) в образец (изделие) под действием нагрузки, приложенной перпендикулярно поверхности образца в течение определенного промежутка времени и измерении диаметра отпечатка после снятия нагрузки. Метод используется при измерении твердости относительно мягких материалов

(незакаленной стали, чугуна, цветных металлов и их сплавов). При использовании в качестве индентора стального шарика твердость обозначается как НВ для металлов с твердостью до 450 единиц и как НВW с твердостью не более 650 единиц при использовании шарика из твердого сплава. Метод Бринелля не рекомендуется применять для черных металлов с твердостью более 450 единиц, для цветных металлов – более 200 единиц.

2.8. Методы исследования структуры сварных соединений

Металлографические исследования проводились на полированных травленых шлифах. Для их приготовления из типового места неразъемного соединения вырезался образец при помощи искровой резки. Схема образцов представлена на рисунке 2.14.



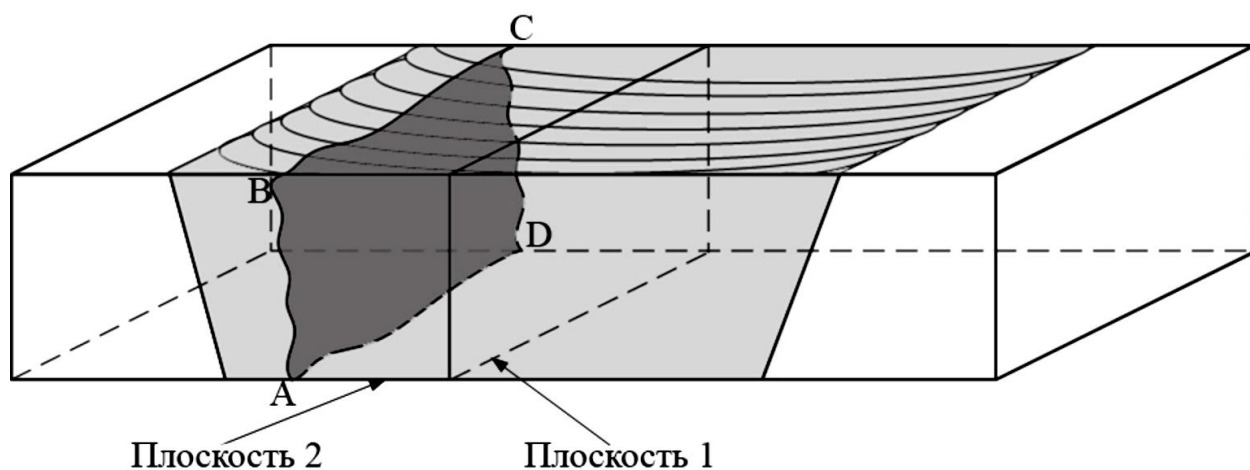


Рисунок 2.14 – Схема вырезки образцов для исследования структуры сварных соединений: а–в – образцы для металлографических исследований сварных соединений в поперечном сечении; ABCD – область фразтографических исследований

Для выявления особенности зеренной структуры неразъемных соединений проводились металлографические исследования при помощи средств световой микроскопии. Использовался оптический металлографический микроскоп Olympus GX-51 при увеличениях 50-1000. Для подсчета среднего размера зерна использовались два метода согласно ГОСТ 5639-82 [133] – метод секущих и планиметрический метод.

Планиметрический метод заключается в определении количества зерен полностью и частично содержащихся в единице площади на поверхности шлифа. Затем вычисляется средняя площадь одного зерна и его эквивалентный диаметр. Метод пригоден для измерения среднего размера равноосных зерен, поэтому использовался в зоне перемешивания неразъемного соединения, которая содержит равноосные зерна. Данный метод также имеет ограниченную применимость для неравноосных зерен. Он может использоваться в тех случаях, когда ориентация и форма зерен не имеют существенного значения для исследования, а необходимо узнать, насколько сильно выросло или уменьшилось зерно в ходе термообработки. Естественно, полученные значения будут далеки от реальных, однако они позволят провести сравнительный анализ.

Во всех остальных зонах, где зерна имеют вытянутую форму вследствие проката, применялся метод секущих. Данный метод заключается в подсчете количества зерен, пересеченных семейством секущих линий, проведенных в различных направлениях. В настоящей работе секущие проводились в двух направлениях – вдоль вытянутого зерна (l_x) и поперек (l_z).

В целях обеспечения чистоты эксперимента, все измерения размеров зерен проводились на средней линии образцов по их толщине и посередине каждой зоны.

Качественный и количественный анализ микроструктуры производили на металлографическом инвертированном микроскопе МЕТАМ ЛВ–31 в диапазоне увеличений от $\times 50$ до $\times 200$, а также на лазерном конфокальном микроскопе LEXT–OLS4000 в оптическом и лазерном режимах при увеличениях $\times 20$ и $\times 50$. Режимы работы устанавливались пользователем при помощи специализированного программного обеспечения, входящего в состав микроскопа.

Тонкую структуру сварных соединений и элементный анализ определяли с помощью сканирующего электронного микроскопа Philips SEM515 с энергодисперсионным рентгеновским микроанализатором «Genesis».

Для проведения исследований посредством ориентационной микроскопии использовались растровые электронные микроскопы FEI Quanta 200 3D и FEI Quanta 600, оснащенные системами анализа структуры кристаллических материалов методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). Для получения и анализа EBSD данных использовалось программное обеспечение TSL OIM. Во всех случаях ускоряющее напряжение составляло 30 кВ. Анализ результатов осуществлялся при помощи пакета программ обработки EBSD данных Channel 5 разработки Oxford Instruments. Размер области сканирования составлял площадь размером 120×120 мкм, шаг сканирования – 0,4 мкм. За зерно принимали область, окруженную большеугловыми границами, т.е. значение предельного угла задавали 15° .

Размер зерна рассчитывали как диаметр круга, площадь которого соответствует площади зерна.

С целью избавления от сомнительных результатов, EBSD данные подвергались автоматической корректировке, в ходе которой зёрна с размером менее 3 точек (расстояние между точками равно шагу сканирования) удалялись с EBSD карт, как не внушающие доверия. Из всех кристаллографически эквивалентных описаний разориентировки использовалось описание с минимальным углом. Вследствие погрешности EBSD метода, все малоугловые границы с разориентацией менее 2σ были исключены из рассмотрения.

В качестве критерия мало- и большеугловых границ (МУГ и БУГ, соответственно) использовалась разориентировка 15° . Для определения размеров зерен использовался метод реконструкции [134], в соответствии с которым под размером зерен понимался диаметр круга, имеющего площадь, эквивалентную площади зерна.

Поскольку методы РЭМ не позволяют исследовать структурно-фазовое состояние материала во всей его полноте, для изучения более тонкой структуры когерентных и полуккогерентных вторичных фаз применялась просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ). ПЭМ–исследования микроструктуры, анализ фазового и элементного составов проводились при помощи просвечивающего электронного микроскопа JEOL JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ и увеличениях до $\times 200000$ к. Объекты для ПЭМ исследований в виде тонких фольг приготавливались с помощью системы пробоподготовки JEOL EM-09100IS методом ионного утонения.

Для изучения частиц вторичных фаз фольги ориентировали таким образом, чтобы ось зоны $\langle 100 \rangle$ была параллельна пучку электронов.

Для определения геометрических параметров структурных элементов и изучения рельефа поверхности использовали метод АСМ “Grand Analysis”. В этом случае каждый структурный элемент на поверхности (граница зерна, включения), пересекаемый секущей плоскостью ($Z = \text{const.}$),

интерпретировался как отдельная зона в виде окружности. Анализ образцов производили на приборе Solver PH47-PRO, изготовленном ЗАО «Нанотехнология-МДТ», Зеленоград, Россия.

2.9. Измерение внутренних напряжений

Измерение внутренних напряжений проводилось методом $\sin^2\psi$ [135] с использованием рентгеновского дифрактометра PROTO-LXRD. Для генерации излучения с длиной волны 1,79026 ангстрем применялось ускоряющее напряжение 25 кВ и кобальтовый монохроматор. Внутренние напряжения вычислялись по уширению пика {311} на Брэгговском угле $148,9^\circ$. С целью исследования пространственного распределения внутренних напряжений, последние систематически измерялись с шагом 1 мм на всей площади поперечного сечения шва с последующим построением соответствующих карт.

2.10. Испытание листов из алюминиевых сплавов и их сварных соединений на склонность к межкристаллитной коррозии

Для оценки склонности к межкристаллитной коррозии листовых полуфабрикатов из алюминиевых деформируемых сплавов и их сварных соединений проводились испытания, по методике, изложенной в работе [135].

Испытания образцов из алюминиевых деформируемых сплавов на склонность к межкристаллитной коррозии проводились в растворе, содержащем: 3%-ный раствор хлористого натрия плюс 1%-ный раствор соляной кислоты (30 г/л хлористого натрия плюс 10 мл/л соляной кислоты плотностью 1,19 г/см³), температура раствора 18–25 °С, продолжительностью 24 ч.

Для оценки результатов испытаний применялся металлографический метод. Шлифы осматривали при увеличении $\times 100$ в нетравленном виде под оптическим микроскопом.

Глава 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВОЗДЕЙСТВИЯ СВАРКИ НА СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ ЛИСТОВ СПЛАВА 1565чМ, ВЫПОЛНЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ ПРИСАДОЧНЫМИ МАТЕРИАЛАМИ

3.1. Технологические свойства листов из свариваемого алюминиевого сплава 1565чМ

В последнее время производители специальной автотехники – бензовозов и цементовозов большое внимание уделяют применению алюминиевых сплавов в сварных конструкциях цистерн для снижения их массы.

В России наиболее широкое применение для изготовления сварных цистерн бензовозов и цементовозов получил свариваемый алюминиевый сплав АМг5М, а в Европе сплав 5083О (Н111). Для изготовления цистерны используются листы сплава АМг5М толщиной 6–10 мм. Указанный сплав является высокотехнологичным, хорошо обрабатывается давлением и сваривается методами дуговой сварки в защитных газах.

В то же время остается актуальной задача дальнейшего снижения массы цистерны, что позволит повысить массу перевозимого груза при сохранении на одном и том же уровне величины нагрузки на ось, снизить расход топлива на перевозку груза и выбросы углекислого газа в атмосферу.

Снижение массы цистерны можно достичь за счет применения для ее изготовления алюминиевого сплава с более высокими прочностными свойствами по сравнению со сплавом АМг5М. В то же время новый сплав должен сохранить высокую технологичность, как в процессе изготовления ее отдельных узлов, так и сварки самой цистерны.

С учетом этой задачи Алкоа Россия совместно с ЦНИИ «Прометей» и НИИСтали был создан многофункциональный сплав 1565ч на основе системы Al–Mg. При этом учитывались следующие известные закономерности.

Основные компоненты сплавов этой группы – магний и марганец. Увеличение содержания магния в сплавах повышает временное сопротивление и особенно предел текучести [136]. Наиболее интенсивный подъем наблюдается при увеличении содержания магния с 1 до 6%, а марганца от 0,2 до 1%.

При содержании магния до 4,5% сплавы сохраняют высокую коррозионную стойкость после любых нагревов. При содержании магния в сплаве свыше 5% может снизиться сопротивляемость материала коррозионному разрушению под напряжением при неблагоприятной термической обработке.

Склонность к коррозионному разрушению проявляется из-за нитевидных выделений по границам зерен β -фазы (Al_3Mg_2). Такое расположение β -фазы приводит к преимущественному (по границам зерен) ее растравливанию в присутствии электролита, так как данная фаза более электроотрицательна, чем основной твердый α -раствор магния в алюминии. Сплошное выделение β -фазы по границам зерен можно предотвратить, применяя термическую обработку, приводящую к равномерной гетерогенизации структуры [137]. Для этого сплав подвергают отжигу, при котором происходит равномерный распад β -фазы по телу всего зерна.

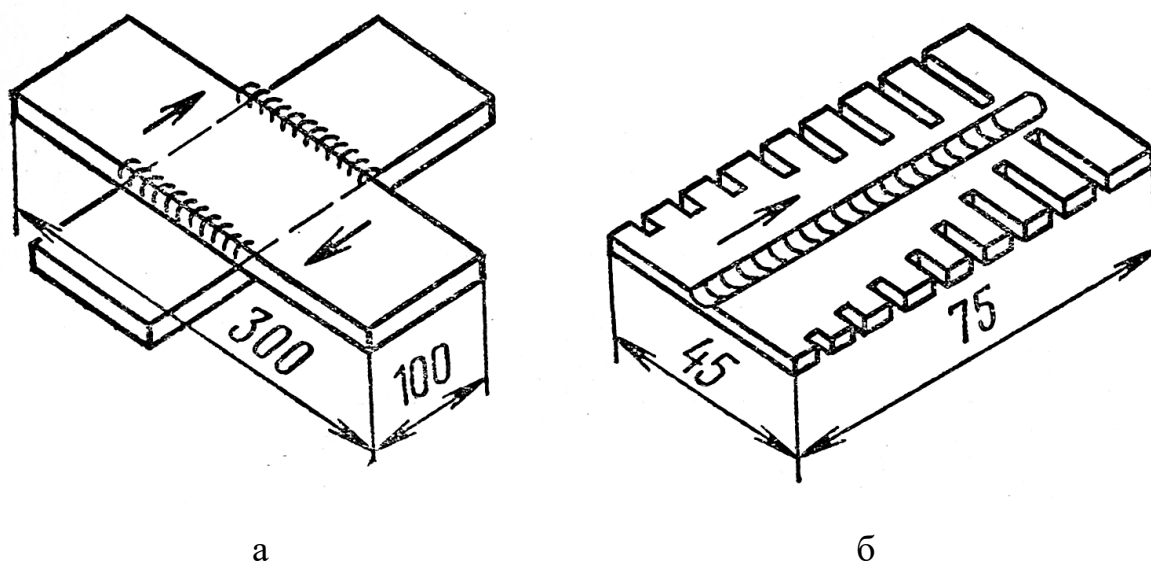
Введение в сплавы системы Al–Mg цинка до 1% способствует упрочнению алюминиевого твердого раствора, так как при этом цинк находится в твердом растворе и не образует фаз. Дальнейшее увеличение содержания цинка приводит к тому, что сплав переходит из класса нетермоупрочняемых в термоупрочняемые сплавы из-за образования упрочняющих фаз, поэтому содержание цинка в сплаве 1565ч ограничили пределами от 0,45 до 1%. Рекомендованное содержание магния в сплаве 1565ч 5,4...6,0 %.

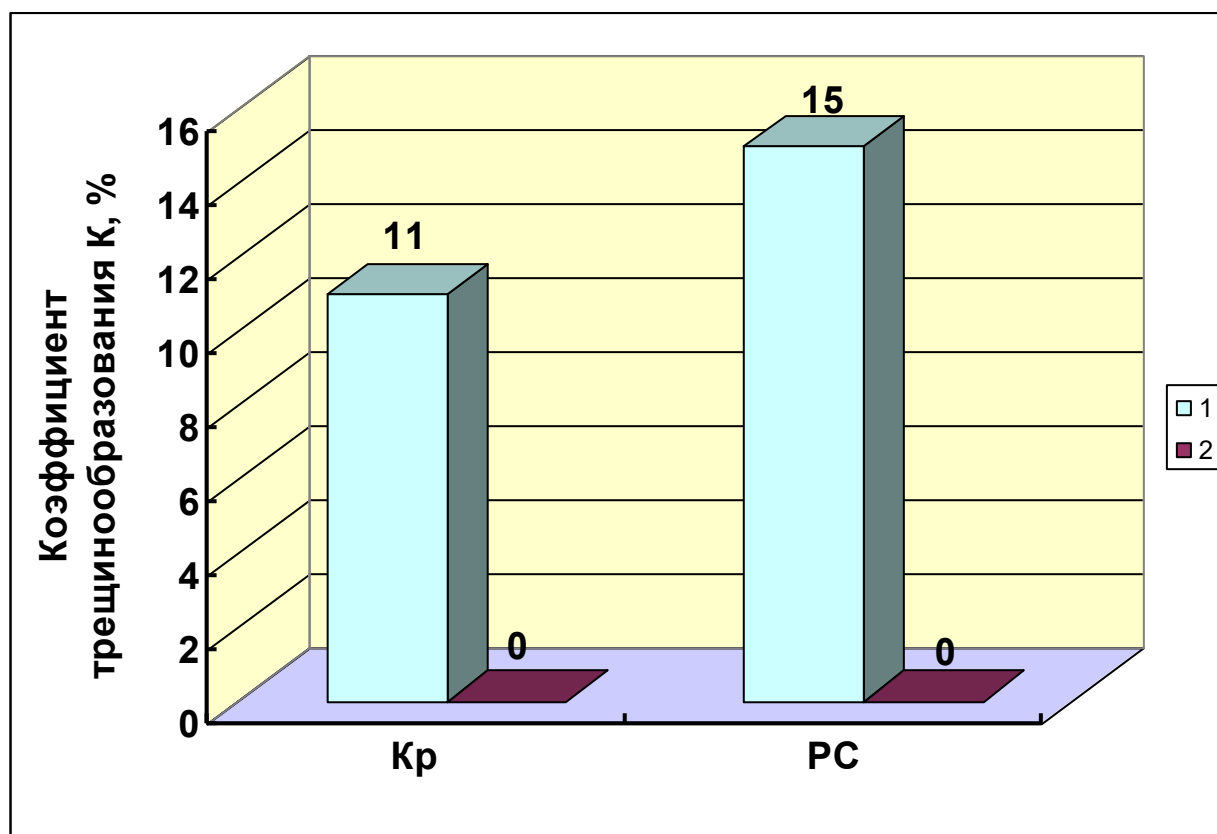
Для измельчения структуры сплава в его состав вводятся также модификаторы, такие как цирконий, титан и др.

Учитывая технологические аспекты изготовления сварных цистерн бензовозов и цементовозов в задачу данной работы входила оценка свойств сварных соединений листов из сплава 1565чМ в сравнении со сплавом АМг5М, выбор рационального состава присадочной проволоки и исследование влияния способа сварки на показатели механических свойств полученных соединений.

Результаты испытаний сплава 1565чМ на склонность к образованию трещин при сварке приведены на рисунке 3.1. Коэффициент трещинообразования листов из сплава 1565чМ находится на уровне значений, характерных для промышленных сплавов системы Al–Mg (АМг5М и АМг6М). Применение присадочной проволоки СвАМг61 практически полностью исключает образование трещин.

Свойства сварных соединений листов сплава 1565чМ, выполненных с различными присадочными проволоками, представлены в таблице 3.1. Анализ данных табл. 5 показывает, что прочностные свойства сварных соединений сплава 1565чМ имеют наиболее высокие свойства при использовании присадочной проволоки марки СвАМг61 и СвАМг63.





в

Рисунок 3.1 – Крестовая проба (а), проба «рыбий скелет» (б) и коэффициент трещинообразования (в) сплава 1565чМ при сварке проб без присадки (1) и с присадочной проволокой (2)

Таблица 3.1 – Влияние присадочной проволоки на свойства сварных соединений листов сплава 1565чМ

Марка проволоки	Временное сопротивление σ_b , МПа		Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %	Угол изгиба α , град	Ударная вязкость КСУ, Дж/см ²	
	Сварное соединение	Металл шва				шов	Зона сплавления
AMr5	340	295	125	17,8	180	16,7	18,1
AMr61	352	316	158	17,3	180	19,2	20,5
AMr63	355	322	171	16,5	180	19,2	19,7
ML 5183	318	258	115	16,9	180	13,7	16,2

Примечание: Приведены средние данные по результатам испытаний 5 образцов. Угол загиба определялся по ГОСТ 6696–66 на оправке диаметром равным 3 толщине листа.

Учитывая, что присадочная проволока СвАМг61 является более дешевой в изготовлении, то в дальнейших исследованиях для сварки сплава 1565чМ применялась именно она.

Макроструктура сварных соединений сплава 1565чМ, выполненных исследуемыми методами сварки, показана на рисунок 3.2. При плазменной сварке с лицевой стороны наблюдается характерная чешуйчатость на поверхности шва. Со стороны проплава происходит формирование усиления с плавными переходами к основному металлу и высотой, определяемой глубиной формирующей канавки.

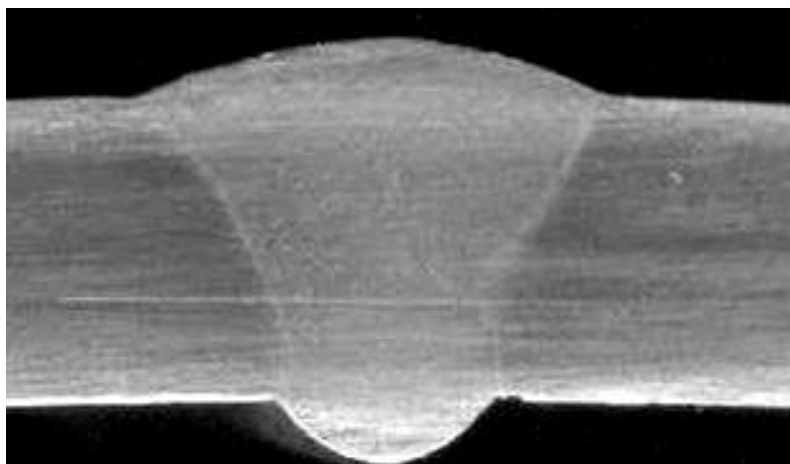
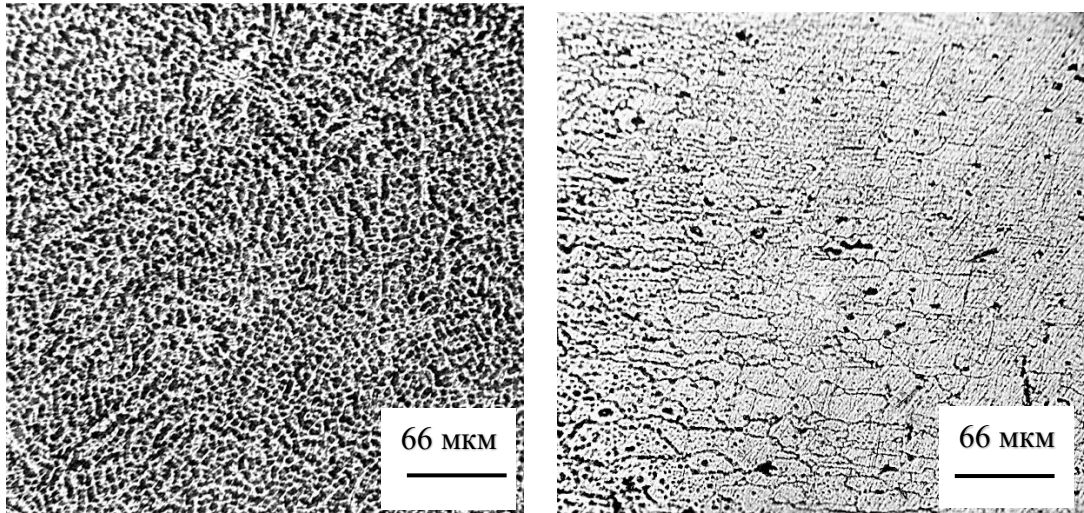


Рисунок 3.2 – Макроструктура соединения сплава 1565чМ толщиной 7 мм, выполненное плазменной сваркой с присадочной проволокой СвАМг61

Исследования макроструктуры полученных соединений показали, что при плазменной сварке листов толщиной 7 мм шов в поперечном сечении имеет более выраженную клиновую форму, что связано с большим давлением плазменной струи при росте тока основной дуги.

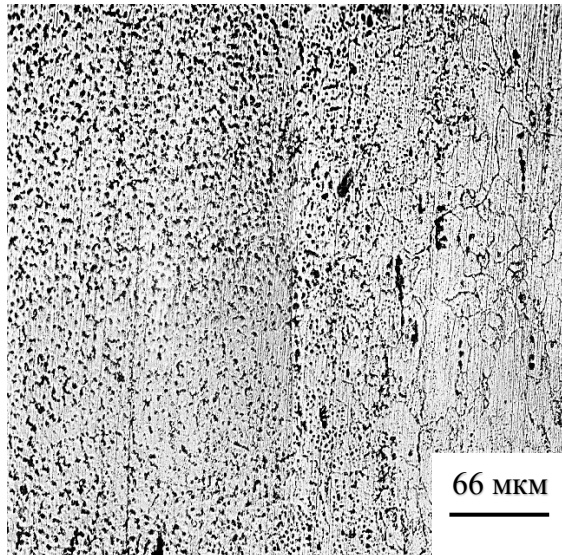
Микроструктура сварных соединений при плазменной сварке сплава 1565чМ представлена на рисунке 3.3. Микроструктура металла шва (рисунок 3.3, а) данных образцов состоит из α -твердого раствора, на фоне которого закристаллизовалась дендритная сетка. Микроструктура шва неоднородная, так как степень распада пересыщенного твердого раствора неодинакова. Микроструктура переходной зоны характеризуется оплавлением эвтектики

вдоль деформированного волокна металла (рисунок 3.3, б). Микроструктура переходной зоны состоит из оплавленных зерен α -раствора (рисунок 3.3, в), в зоне термического влияния микроструктура в основном неперекристаллизованная с включениями интерметаллидов по границам и в теле зерен.



а

б



в

Рисунок 3.3 – Микроструктура металла шва (а), зоны сплавления (б) и переходной зоны (в) (зона сплавления и зона термического влияния) сварного соединения при плазменной сварке (x150)

Для определения протяженности зоны термического влияния были проведены измерения микротвердости на приборе Duramin 5. Измерение микротвердости было проведено по середине толщины образца.

На образцах сплава 1565чМ, выполненных автоматической плазменной сваркой (поперечное сечение), значения микротвердости в сварном шве варьируется в пределах 700...880 Н/мм². Микротвердость основного металла составляет в среднем 950...1050 Н/мм². В околошовной зоне наблюдается снижение твердости до 850...880 Н/мм².

По результатам измерений микротвердости в поперечном сечении сварных соединений листов сплава 1565чМ можно заключить, что при плазменной сварке листов толщиной 5 мм протяженность зоны термического влияния составляет 6...7 мм от границы шва.

Результаты механических испытаний сварных соединений сплава 1565чМ, выполненных плазменной сваркой, представлены в таблице 3.2. Полученные результаты свидетельствуют, что при сварке листов сплава 1565чМ плазменной струей обеспечивается коэффициент прочности сварных соединений на уровне 0,96...0,98. Разрушение всех образцов (с усилением и проплавом) при испытаниях на растяжение произошло по зоне сплавления.

Были проведены исследования содержания легирующих элементов в сварных швах, выполненных автоматической плазменной сваркой. Исследовались образцы, полученные с присадочной проволокой и без нее. Результаты измерений, полученные спектральным методом, приведены в таблице 3.3.

Анализ данных таблицы 3.3 показывает, что в случае применения плавлением имеет место изменение концентрации в шве таких элементов как магния, марганца и цинка.

Таблица 3.2 – Механические свойства сварных соединений листов сплава 1565чМ, выполненных плазменной сваркой [138]

Образец	Временное сопротивление σ_b , МПа		Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %	Угол изгиба α , град	Ударная вязкость КСУ, Дж/см ²	
	Сварное соединение	Металл шва				шов	Зона сплавления
Сварное соединение листов толщиной 5 мм	355	325	164	16,2	180	206,2	208,4
Сварное соединение листов толщиной 7 мм	345	321	175	13,7	165	201,5	204,2

Примечание: Приведены средние данные по результатам испытаний 5 образцов. Угол изгиба определялся по ГОСТ 6696–66 на оправке диаметром равным 3 толщине листа.

Таблица 3.3 – Содержание легирующих элементов в шве сплава 1565чМ при плазменной сварке

Способ сварки	Присадка	Содержание легирующих элементов, мас. %					Ширина зоны термического влияния, мм
		Mg	Mn	Zn	Fe	Si	
Плазменная сварка	нет	5,30	0,54	0,61	0,20	0,11	3,7...4,3
	СВАМг61	5,77	0,78	0,70	0,20	0,10	4,5...5,8
1565чМ	Основной металл	5,88	0,83	0,76	0,21	0,10	–

3.2. Влияние легирования присадочной проволоки скандием на структуру и механические свойства соединений листов сплава 1565чМ

Для исследования влияния скандия на стойкость против образования горячих трещин алюминиевого сплава 1565чМ были изготовлены листы из исследуемого сплава, которые дополнительно были легированы скандием в количестве 0,2–0,8 масс. %. Из экспериментальных листов были подготовлены образцы размером 50x50 мм толщиной 3,0 мм. Оценку стойкости против образования горячих трещин при сварке проводили на установке ЛТП1-6. Результаты экспериментов показаны на рисунке 3.4.

Можно отметить, что с увеличением содержания скандия в сплава 1565чМ наблюдается четко выраженная тенденция к увеличению значения критической скорости $V_{кр}$, при которой происходит образование горячих трещин в металле шва сплава 1565чМ. Из рисунка 3.4 также видно, что указанная тенденция носит практически линейный характер.

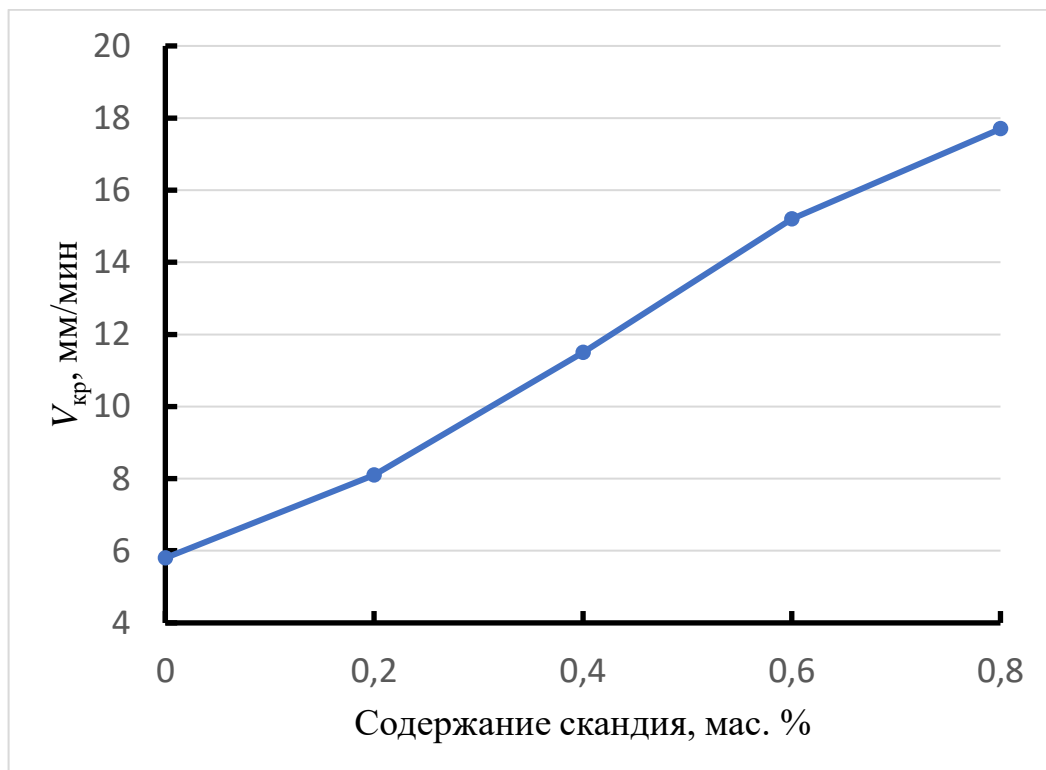


Рисунок 3.4 – Зависимость критической скорости образования горячих трещин при сварке сплава 1565чМ от содержания скандия

Это связано с уменьшением величины температурного интервала хрупкости (ТИХ), а также с повышением пластичности металла в этом интервале в результате модифицирования скандием [139].

В тоже время следует отметить, легирование алюминиевого сплава 1565чМ дополнительно скандием существенно увеличивает стоимость сплава. Поэтому следует выбирать рациональные диапазоны введения скандия в сплав, при котором достигаются пусть не максимальные, но достаточно высокие показатели свойств сплава. С этой точки зрения рационально дополнительное легирование сплава 1565чМ скандием, при введении последнего в количестве 0,1–0,4 мас. %.

Необходимость уменьшить вероятность образования грубых скоплений микрорыхлот в зоне сплавления и обеспечить более высокий уровень прочности, пластичности и вязкости сварных соединений потребовало дополнительного исследования присадок с различным содержанием магния и скандия в качестве эффективного модификатора.

Для этого на основании присадочных проволок СвАМг4 и СвАМг63 были изготовлены присадки с дополнительным легированием скандием, титаном, цирконием и другими элементами (таблица 3.5).

Таблица 3.5 – Химический состав присадочных проволок

Присадочная проволока		Содержание легирующих элементов, мас. %					
Номер	Тип	Mg	Mn	Zr	Sc	Cr	Ti
1	АМг63	6,0	0,65	0,23	–	–	–
2	АМг63+Sc	6,3	0,62	0,22	0,16	–	–
3	АМг63+Sc	6,2	0,60	0,23	0,30	–	–
4	АМг4	4,65	0,66	–	–	0,15	0,11
5	АМг4+Sc	4,33	0,57	–	0,16	0,16	0,12
6	АМг4+Sc	4,51	0,59	–	0,30	0,16	0,11

Подготовка свариваемых кромок и присадочной проволоки перед сваркой осуществляли по традиционной технологии, включающей химическое травление сварочных материалов и механическое удаление поверхностного слоя со свариваемых кромок на глубину до 0,05 мм. Для предотвращения пористости сварных соединений корень шва защищали гибкой лентой толщиной 0,15 мм из стали 12Х18Н10Т, которую плотно прижимали к стыку. Сварку выполняли на технологической подкладке с формирующей канавкой. В качестве защитного газа применяли аргон высшего сорта.

Для уточнения природы дефектов кристаллизационного происхождения, которые образуются в зоне сплавления основного и присадочного металла, проведен термический анализ процесса плавления–кристаллизации на установке ВДТА-2 при скорости нагрева и охлаждения 80 °С/мин, а также фрактографический анализ поверхностей изломов по местам расположения дефектов с помощью растрового электронного микроскопа.

Результаты исследования показали, что во всех вариантах сварки ручным и механизированным способом стыковых швов, и наплавки по лункам «горячие» и «холодные» трещины в металле шва и в зоне сплавления отсутствуют. В зонах термического влияния на границе сплавления металла шва с основным металлом обнаруживаются скопления микрорыхлот и локальные отдельные микрорыхлоты, обусловленные как исходной структурной неоднородностью свариваемых полуфабрикатов, так и составом присадочного металла.

В структуре плит сплава 1565чМ наряду с мелкодисперсными выделениями вторичных фаз содержатся строчечные выделения интерметаллидов, унаследованных от первичной структуры слитков. Размер отдельных включений достигает 0,5 мм. В листовом полуфабрикате включения более дисперсны.

При механизированной плазменной сварке листов, структурная неоднородность которых выражена не столь резко, как у плит, в зоне

термического влияния микропустоты практически не образуются, а более мелкие включения интерметаллидов здесь также подвергаются полному или частичному растворению и контактному оплавлению вследствие образования эвтектики при взаимодействии с твердым раствором матрицы (рисунок 3.5).

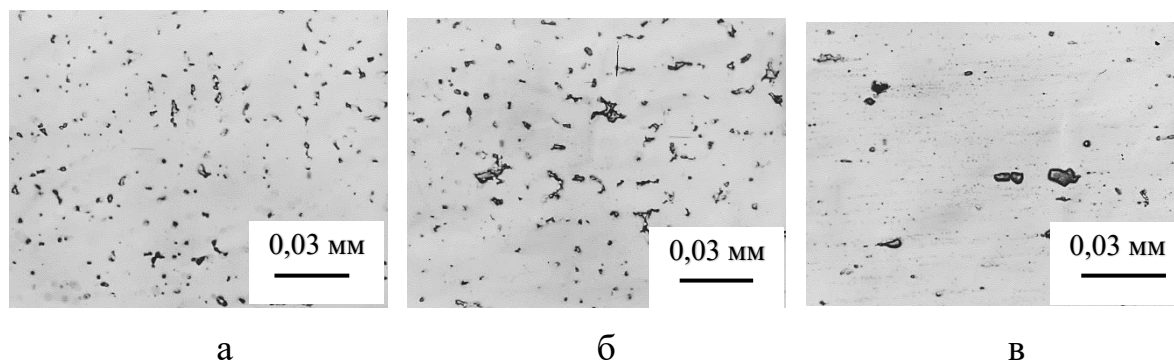


Рисунок 3.5 – Микроструктура сварного соединения листа сплава 1565М толщиной 3 мм при механизированной плазменной сварке с присадкой СвАМг4:

а – металл шва; б – зона сплавления; в основной металл

Следует отметить, что листовые полуфабрикаты сплава 1565М типичного химического состава подобно сплаву АМг6, обладают высокой устойчивостью против образования горячих трещин по сравнению с другими алюминиевыми сплавами. Образцы горячих трещин можно получить лишь в неблагоприятных условиях сварки на специальных технологических пробах, например на образцах типа «рыбий скелет» (рисунок 3.6, а, б). Как правило, они располагаются по оси шва при использовании любой исследуемой присадки (рисунок 3.6, в–е).

Показатель склонности к образованию горячих трещин (K , %) при сварке сплава 1565ч и использованием сварочных проволок типа СвАМг63 и СвАМг4 значительно снизился по сравнению с результатами сварки с проволоками СвАМг6, СвАМг3 и присадкой из сплава 1565ч (рисунок 3.7).

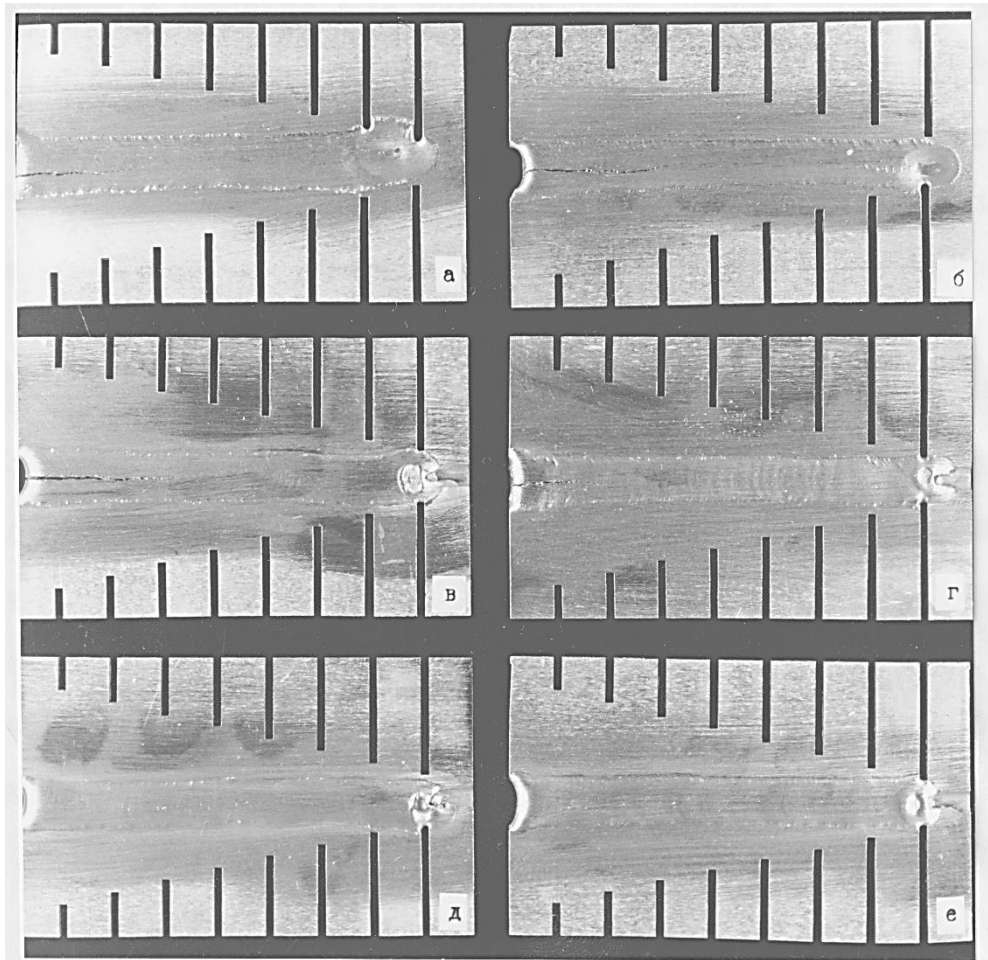


Рисунок 3.6 – Образцы технологических проб на свариваемость швов к образованию горячих трещин при сварке сплава 1565чМ без присадки и с различными присадками:
 а, б – без присадки; а – сплав АМг6; б – сплав 1565ч; в – присадка 1565ч; г – присадка СвАМг3; д – присадка СвАМг4; е – присадка СвАМг63 (x0,5)

Что касается скандия в проволоках типа СвАМг4 и СвАМг63, то его влияние на горячеломкость швов проявляется при содержании в проволоке более 0,15 мас. %.

Получить горячую трещину в зоне сплавления практически оказалось проблематично даже в случае сварки сочетания сплавов 1565чМ и АМг3, когда теоретически предполагается большая вероятность образования такой трещины на границе шва и основного металла со стороны сплава 1565чМ.

Лишь при повторном проплавлении с большой погонной энергией узкой пластины, вырезанной из сварного соединения двух указанных сплавов обнаружались горячие трещины в зоне термического влияния со стороны

сплава 1565чМ, которые заходили в шов и так прекращалось их распространение.

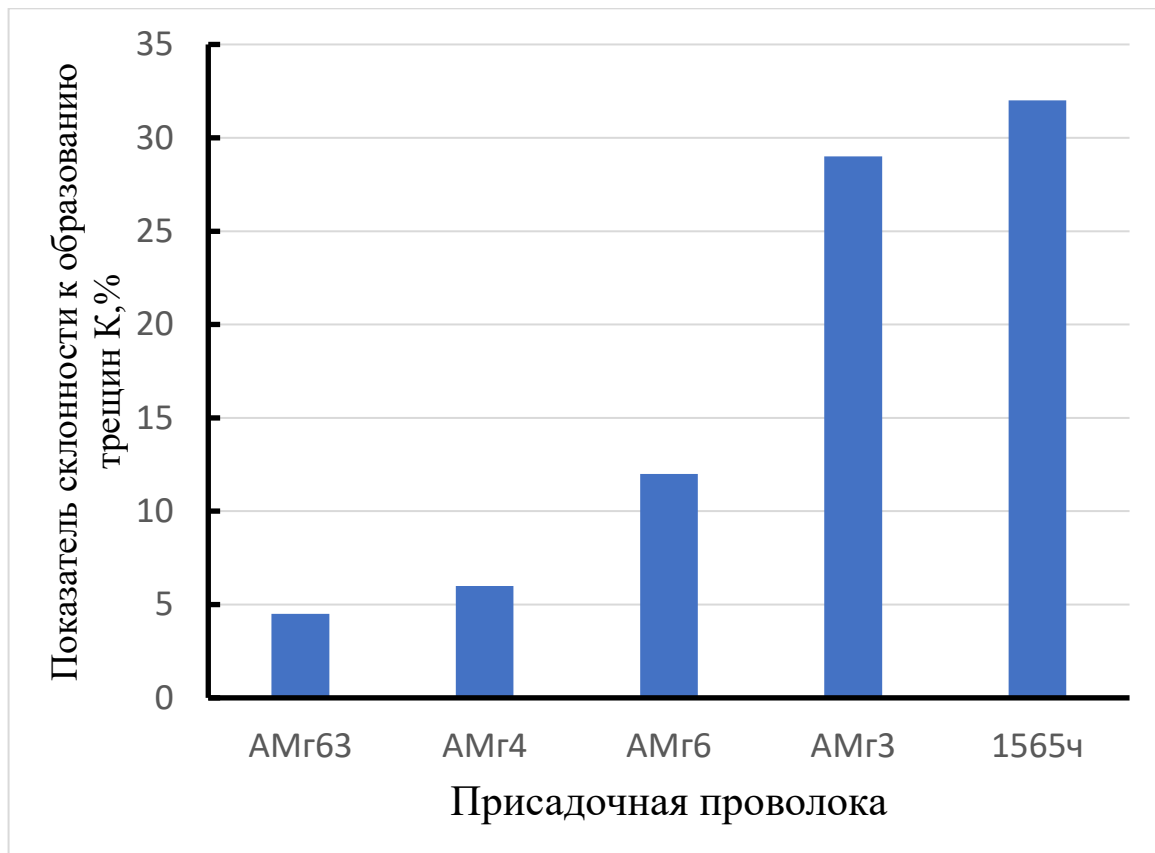


Рисунок 3.7 – Показатель склонности к образованию горячих трещин сплава 1565чМ при сварке с различными присадочными проволоками

Из образцов полученных трещин (магистральных и ответвленных в пределах металла шва, околошовных, распространяющихся из основного металла в шов) и образцов сварных соединений, содержащих скопления микрорыхлот, были препарированы изломы для фрактографического исследования и выявления характерных признаков указанных дефектов.

Результаты исследования позволили установить, что поверхности горячих трещин в металле шва представляют собой хрупкий межкристаллический разлом с упорядоченной дендритной структурой (рисунок 3.8 и 3.9), а поверхность горячей трещины в зоне термического влияния отражает признаки хрупкого межзеренного разрушения основного

металла, зернистая структура которого сохраняет признаки текстуры деформации (рисунок 3.10).

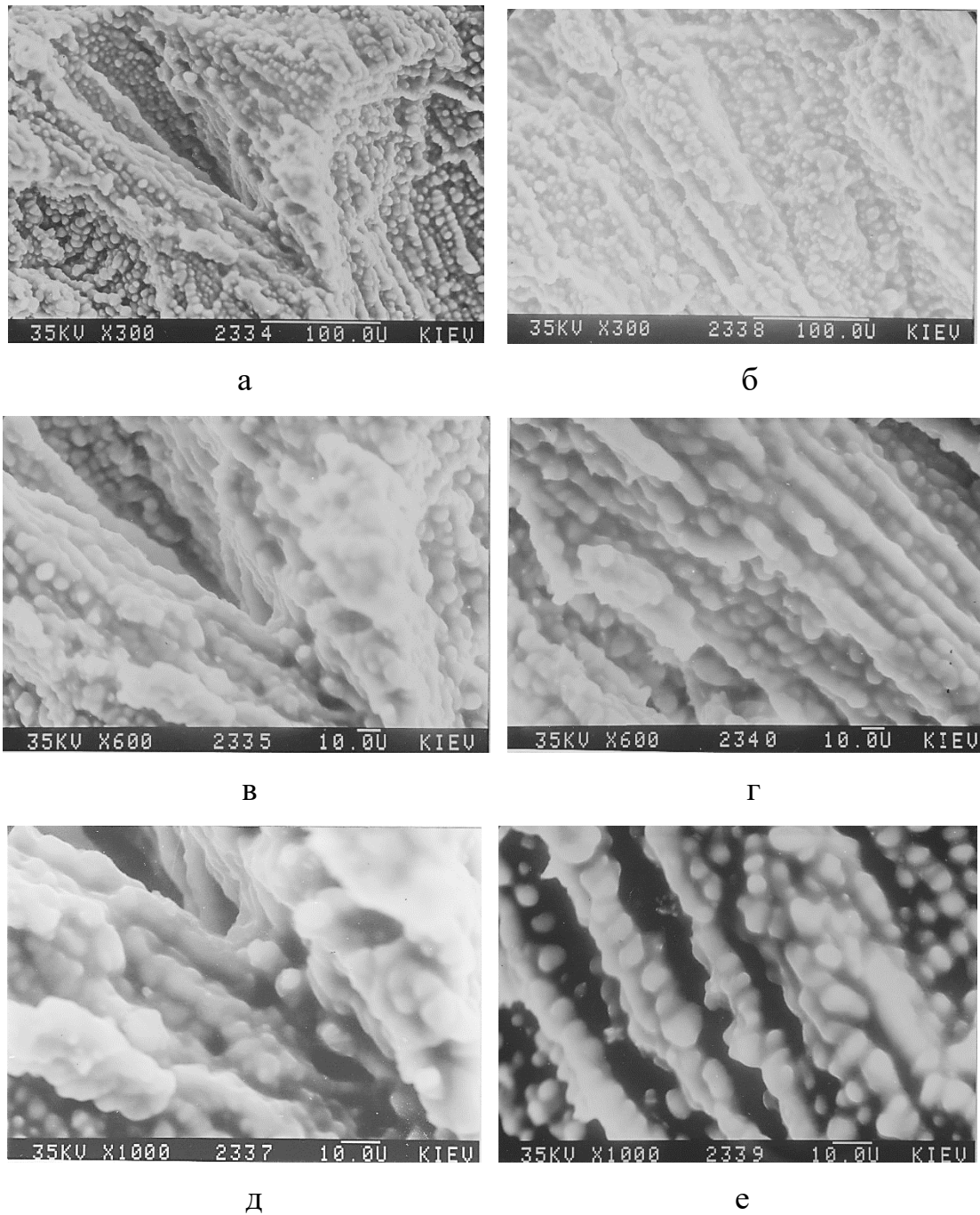
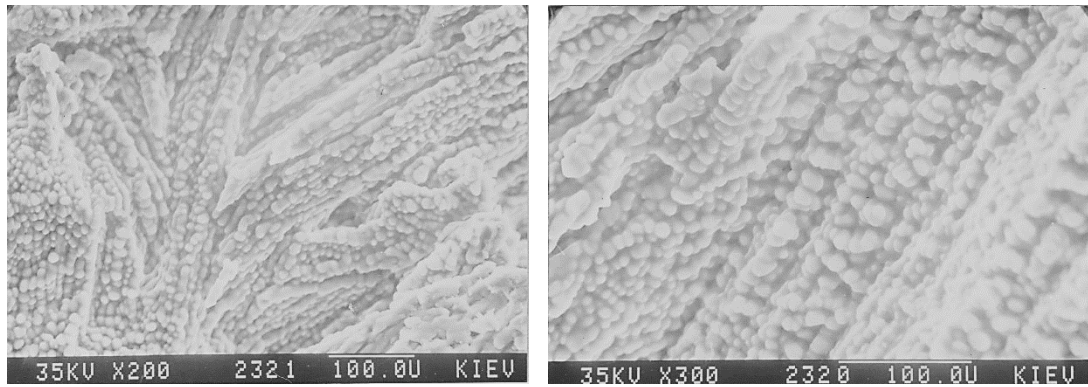
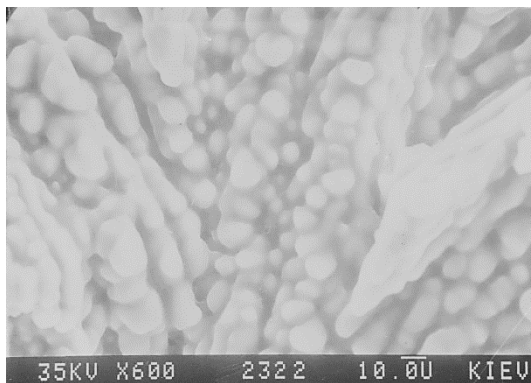


Рисунок 3.8 – Фрактограммы поверхности излома по магистральной горячей трещине, проходящей через центральную часть шва сплава 1565чМ при сварке технологической пробы «рыбий скелет»: а, б (x300); в, г (x600); д, е (x1000)

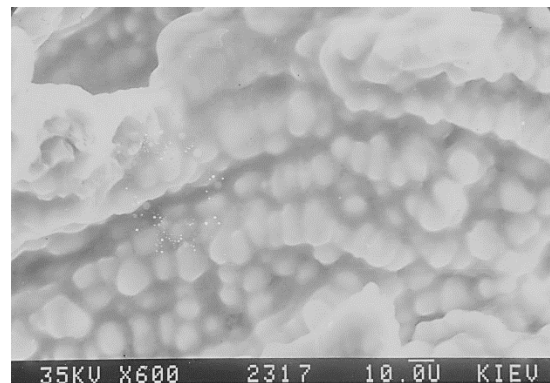


а

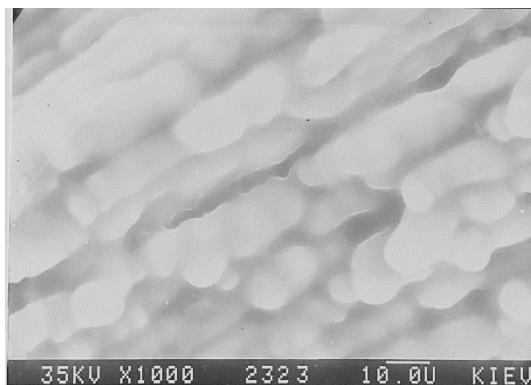
б



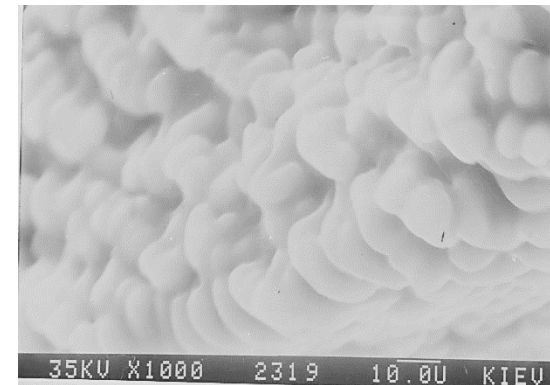
в



г

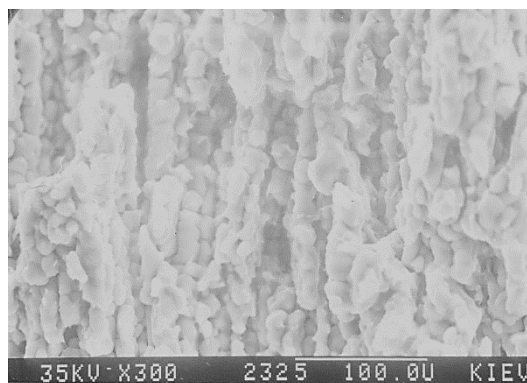


д

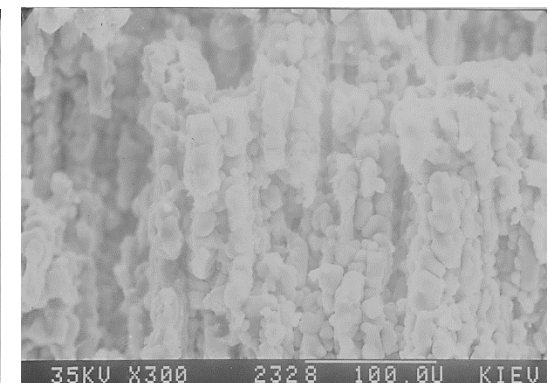


е

Рисунок 3.9 – Фрактограммы поверхности излома по ответвлениям горячей трещины в металле шва сплава 1565чМ при сварке технологической пробы «рыбий скелет»: а, б (x300); в, г (x600); д, е (x1000)



а



б

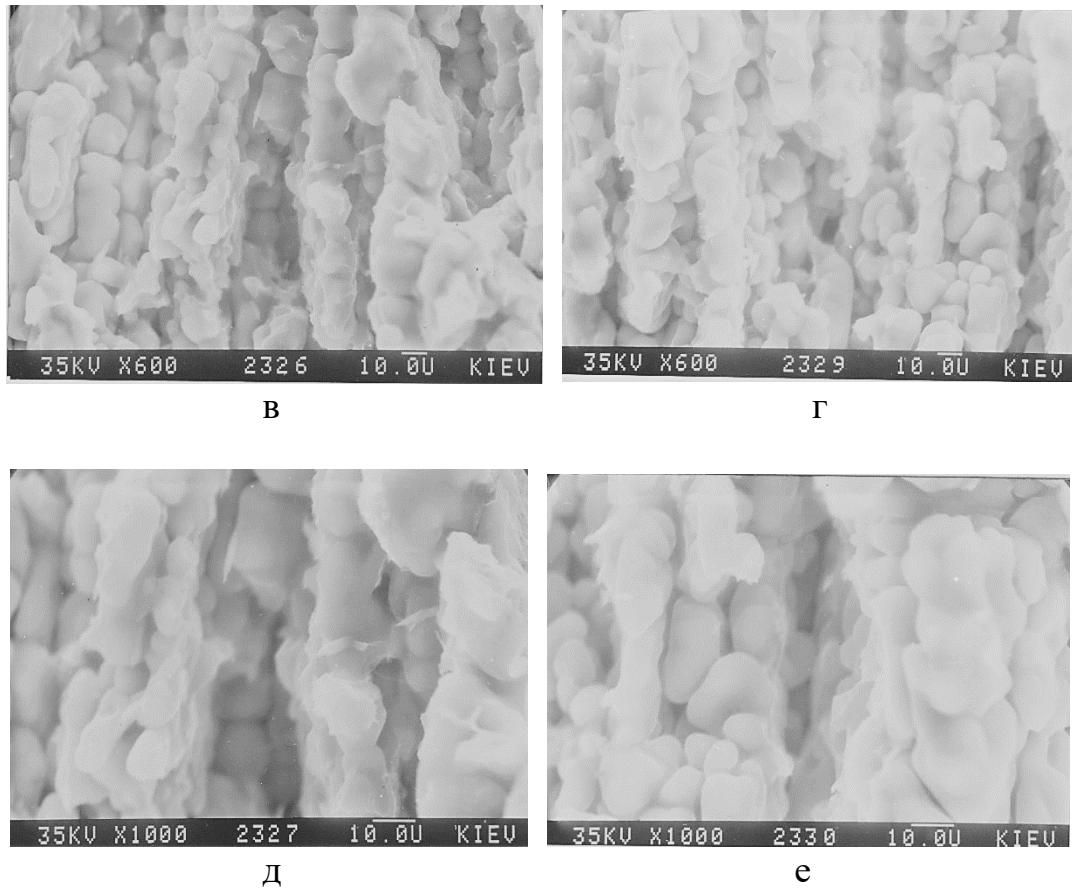


Рисунок 3.10 – Фрактограммы поверхности излома по горячей трещине, образованной в зоне сплавления со стороны сплава 1565чМ при повторном проплавлении технологической пробы в виде узкой пластины критических размеров, вырезанной из стыкового сварного соединения разноименных сплавов 1565чМ и АМг3:

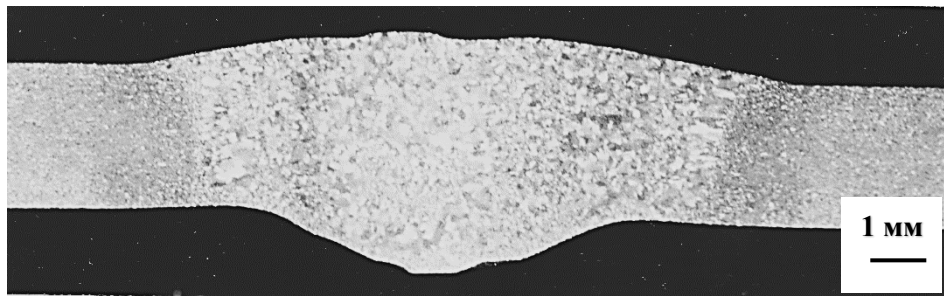
а, б (x300); в, г (x600); д, е (x1000)

Таким образом, по специфическим признакам, имеющимся на фрактограммах изломов, легко отличить горячие трещины от скопления микрорыхлот в зоне сплавления и в металле шва. В стыковых сварных соединениях листов сплава 1565чМ при сварке с присадочной проволокой присадки типа СвАМг4, СвАМг6 и СвАМг8 признаков горячих трещин не обнаружено, а выявляемые при рентгеновском просвечивании несплошности представляют собой скопления микрорыхлот. Как отмечалось ранее, их количество и место расположения зависят от содержания магния в присадочном металле.

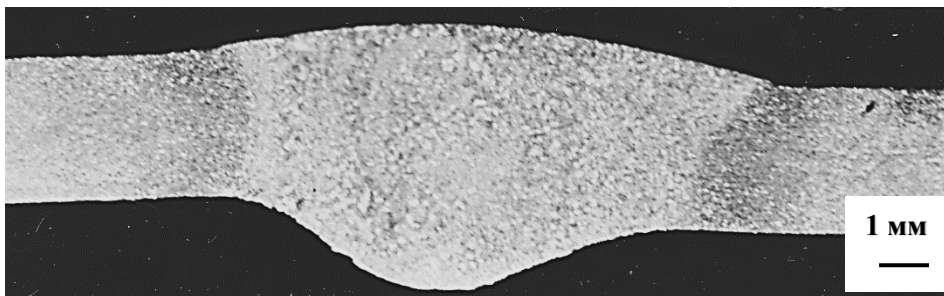
При механизированной плазменной сварке листов сплава 1565чМ различными присадками подобных скоплений микрорыхлот и водорода не обнаружено.

При механизированной плазменной сварке листов сплава 1565чМ различными присадками подобных скоплений микрорыхлот и водорода не обнаружено.

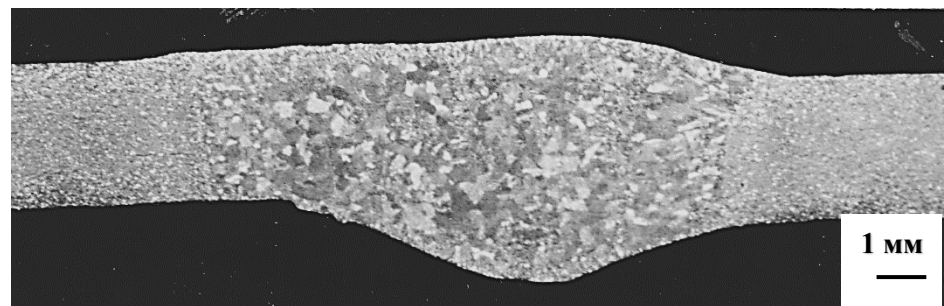
Чтобы уточнить рациональный химический состав присадочной проволоки проведены металлографические исследования и испытания механических свойств стыковых соединений листов, полученных, однопроводной механизированной плазменной сваркой (рисунок 3.11; таблица 3.6).



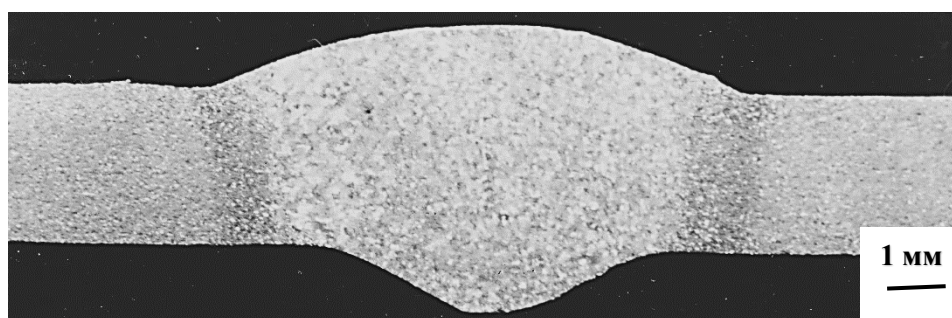
а



б



в



Г

Рисунок 3.11 – Макроструктура стыковых сварных соединений листов сплава 1565ЧМ толщиной 3 мм при механизированной однопроходной плазменной сварке с различными присадками:

а – СВАМГ63; б – СВАМГ63+Sc; в – СВАМГ4; г – СВАМГ4+Sc (х6)

Таблица 3.6 – Механические свойства сварных соединений листов сплава 1565ЧМ при механизированной плазменной сварке с различными присадками

Присадка	Временное сопротивление сварного соединения σ_B , МПа	Временное сопротивление металла шва $\sigma_B^Ш$, МПа	Угол изгиба α , град.	Ударная вязкость KCU , Дж/см ²	
				по шву	по зоне сплавления
СВАМГ63	<u>312–318</u> 314	<u>290–293</u> 292	<u>71–79</u> 75	<u>9–10</u> 9,4	<u>6–8</u> 6,5
СВАМГ63+Sc	<u>335–348</u> 340	<u>301–315</u> 308	<u>62–64</u> 63	<u>10–16</u> 13	<u>5–7</u> 6,1
СВАМГ4	<u>326–332</u> 329	<u>290–301</u> 295	<u>73–79</u> 75	<u>14–22</u> 17	<u>8–11</u> 9,7
СВАМГ4+Sc	<u>313–329</u> 323	<u>287–290</u> 289	<u>90–120</u> 105	<u>19–25</u> 23	<u>6–12</u> 8

Сварные соединения листов с усилением на лицевой поверхности шва разрушались при растяжении по границе сплавления шва с основным металлом, а образцы без технологического утолщения (после механической обработки) – в центральной части шва (рисунок 3.12).

При механизированной однопроходной сварке листов толщиной 3 мм получены качественные соединения при использовании всех четырех исследуемых присадок. Поэтому механические свойства их определялись не

наличием микродефектов, а структурным строением шва (рисунок 3.19) и зоны сплавления (таблица 3.6).

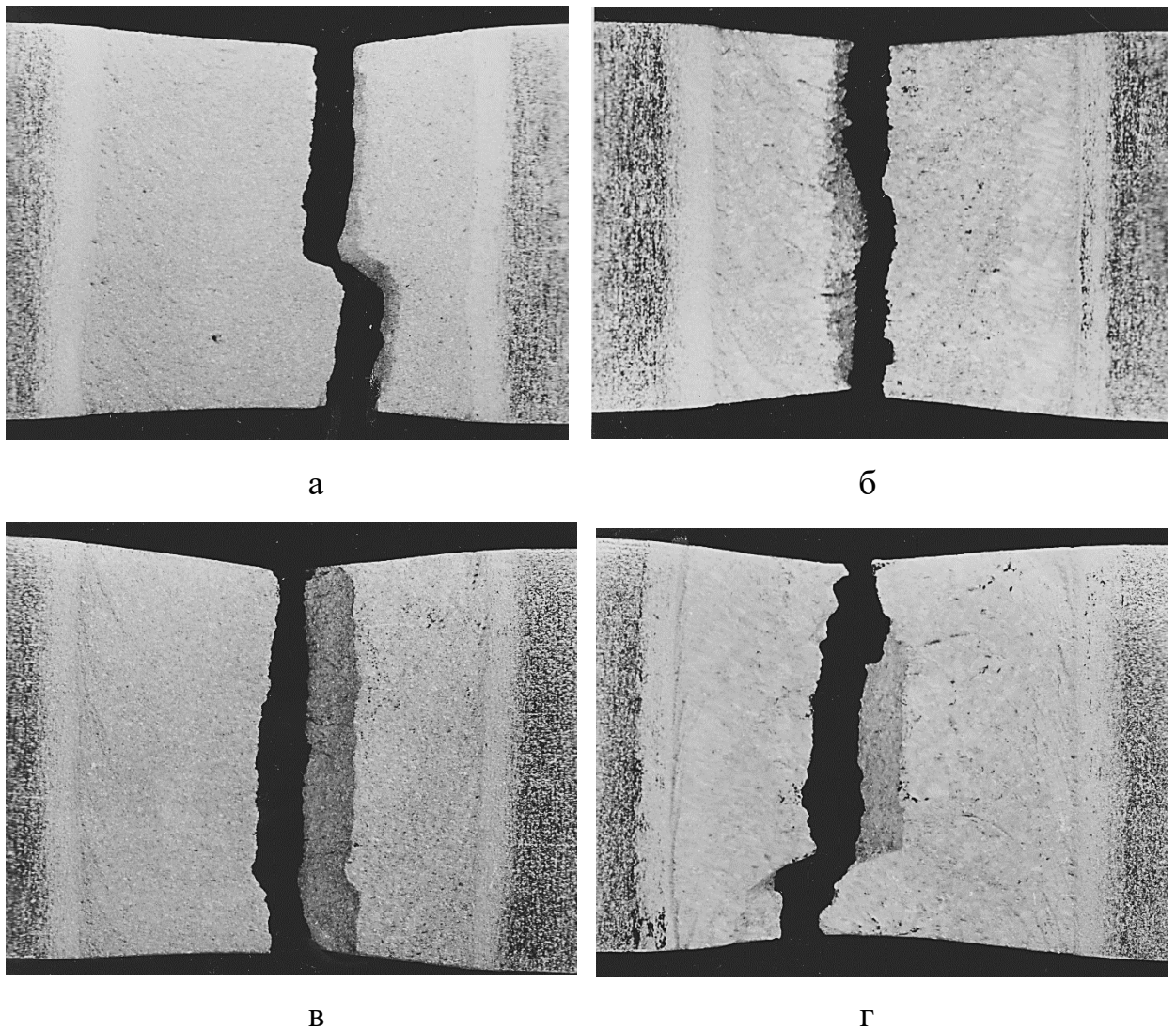


Рисунок 3.12 – Разрушение образцов сварных соединений листов сплава 1565ЧМ при использовании различных присадок (выпуклости швов удалены):
а – СВАМг63; б – СВАМг63+Sc; в – СВАМг4; г – СВАМг4+Sc (x4)

Сварные соединения с технологическим утолщением на лицевой стороне шва, разрушаясь по границе сплавления, показали примерно одинаковую прочность в пределах 312–345 МПа во всех случаях. Прочность металла шва также отличалась незначительно: 291–315 МПа для присадок с 6% магния и 287–301 МПа для присадок с 4% магния. Влияние скандия проявилось в виде тенденции в повышении прочности сварных соединений

при использовании присадки СвАМг63 (с 335–345 и 301–315 МПа для соединения в целом и металла шва соответственно), а также в существенном повышении характеристик пластичности и вязкости металла шва и зоны сплавления при сварке с присадкой СвАМг4+Sc. Так угол изгиба увеличился с 73–76 до 90–120 градусов, а ударная вязкость металла шва с 14–22 до 19–25 Дж/см².

Важно отметить, что применение присадок с 4% магния позволило повысить до 6–12 Дж/см² ударную вязкость сварных соединений в зоне сплавления, то есть в том месте, где она имеет наиболее низкие значения, порядка 4–8 Дж/см² при сварке присадками типа АМг6 и АМг8 (ВАЛ16).

С учетом того, что при сварке в случае применения присадок с пониженным содержанием магния увеличивается опасность образования микрорыхлот в зоне сплавления, то сварку стыковых соединений листов целесообразно выполнять с присадками СвАМг63 и СвАМг63+Sc.

3.3. Механические свойства наплавленного металла при комнатной, криогенной и повышенной температурах

Разработка технологии сварки новых термически неупрочняемых алюминиево-магниевых сплавов связана с решением ряда вопросов и прежде всего с выбором химического состава и марки алюминиевой сварочной проволоки, позволяющей реализовать высокие прочностные свойства свариваемого сплава, обеспечить технологическую прочность (сопротивление образованию горячих и холодных трещин), исключить склонность к задержанным разрушениям во времени и коррозионным повреждениям.

Исследования состава, структуры и механических свойств наплавленного металла выполнены на основе металлографического анализа макро- и микроструктуры, измерениях твердости, статических и динамических испытаний при комнатной и криогенных температурах.

Механические свойства наплавленного металла определены при статическом растяжении пропорциональных цилиндрических пятикратных образцов – гладких (тип III по ГОСТ 1497) и с кольцевой выточкой по центру рабочей части цилиндрического образца (типа III по ГОСТ 22706). Эскизы образцов представлены на рисунке 3.13.

Макроструктура поперечного сечения сварных многослойных проб (рисунок 3.14), характеризуется равномерным чередованием слоев валиков по ширине и высоте наплавки, что свидетельствует о стабильности параметров режима сварки – величине сварочного тока, скорости сварки, количестве защитного газа и равномерной подаче присадочного материала.

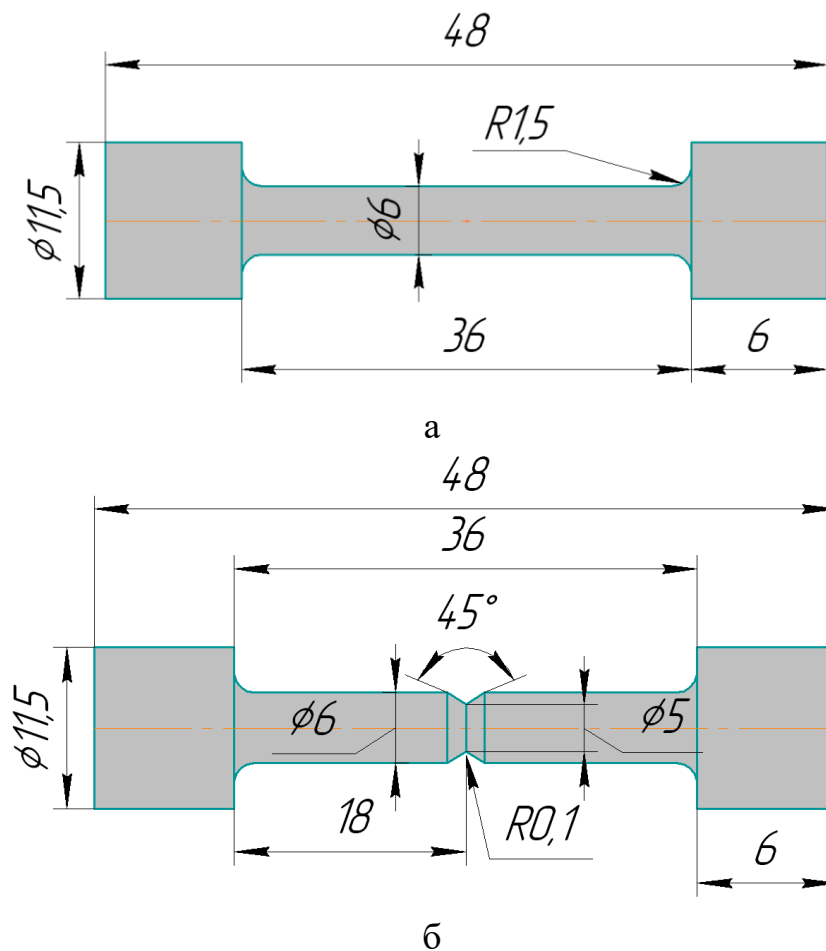


Рисунок 3.13 – Цилиндрические образцы для испытания наплавленного металла на статическое растяжение при комнатной и криогенных температурах: а – гладкий; б – с кольцевой выточкой

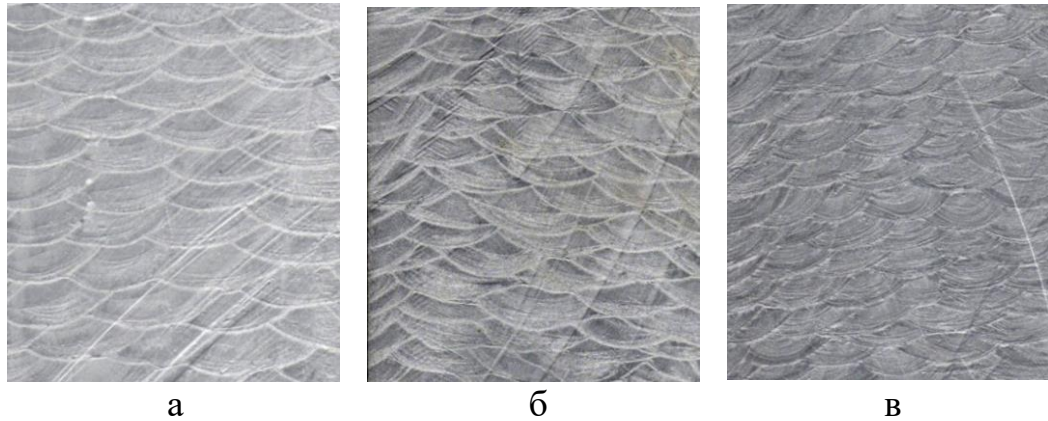


Рисунок 3.14 – Макроструктура наплавленного металла (ручная аргодуговая наплавка) проволоками СвАМг5 (а), СвАМг63 (б) и Св1575 (в) (x10)

В наплавленном металле не обнаружено недопустимых по размерам и количеству дефектов типа пор, вольфрамовых или окисных включений, межваликовых несплавлений.

Металлографические исследования металла, наплавленного присадочными материалами СвАМг5 и СвАМг63, не выявили заметных отличий структуры в зависимости от и области исследования. Металл характеризуется типичной для алюминиево-магниевых сплавов литой кристаллической структурой дендритного строения с выделениями упрочняющей фазы различной степени дисперсности (рисунок 3.15 а, б).

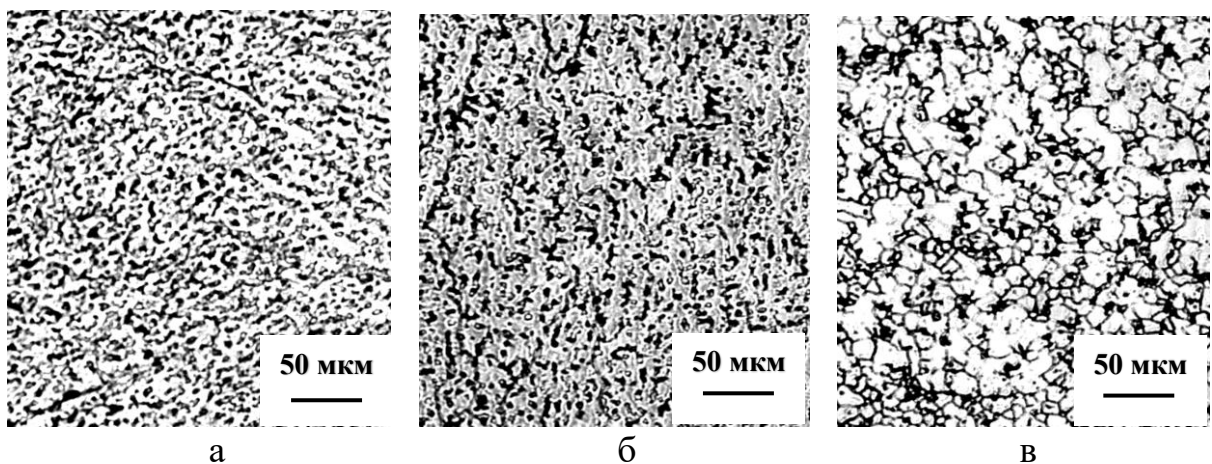


Рисунок 3.15 – Микроструктура наплавленного металла при ручной аргодуговой наплавке неплавящимся электродом проволокой СвАМг5 (а), СвАМг63 (б) и Св1575 (в)

Металлу, наплавленному сварочной проволокой марки Св1575 (рисунок 3.15,в), присуща литая мелкозернистая структура с равномерным распределением выделений упрочняющих фаз (типа Al_3Sc), как по границам, так и внутри зерен, что предполагает возможность достижения более высоких прочностных свойств сварных соединений [140–142].

Представленная структура металла соответствует структуре в рабочей зоне цилиндрических образцов, предназначенных для испытаний на статическое растяжение.

Оценка неоднородности механических свойств наплавленного металла дана по результатам измерения твердости по Виккерсу (HV) для каждого состава присадочного материала. Измерения проводили по центральной линии поперечного сечения каждого из исследуемых слоев, шаг между точками составлял 2 мм, нагрузка на инденторе 5 кгс (49Н).

Значения твердости металла, наплавленного ручной аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом присадочной проволокой СвАМг5 и СвАМг63, находятся в пределах 85–90 и 95–100 HV, соответственно. Разброс значений, как внутри слоя, так и между слоями не превышал 3–5%.

Твердость металла, наплавленного проволокой Св1575, на 22–24% выше твердости металла, наплавленного присадочной проволокой СвАМг5, и на 13–15% – металла, наплавленного присадочной проволокой СвАМг63.

Учитывая то, что металл шва может оказаться наиболее «слабым» участком в сварном соединении, при выборе присадочного материала для изготовления сварных конструкций ответственного назначения из алюминиевых сплавов и разработке технологии сварки, направленной на обеспечение качества сварных соединений, важными факторами являются:

- определение температурной зависимости механических свойств наплавленного (литого) металла в диапазоне температур $-196... 20$ °С;
- определение температурной зависимости механических свойств наплавленного (литого) металла в диапазоне температур $20...300$ °С;

– изучение влияния низкой и повышенной температуры на вязкость материала, особенно на чувствительность к надрезу наплавленного металла, который может содержать различные концентраторы напряжений сварочного происхождения (вольфрамовые и окисные включения, поры, непровары).

Результаты испытаний при комнатной и пониженной температурах представлены в таблицах 3.7 и 3.8.

Наблюдается одинаковая закономерность изменения свойств наплавленного металла для всех исследованных составов присадочного материала из алюминиево-магниевого сплава, с понижением температуры испытаний: прочностные характеристики (временное сопротивление и условный предел текучести) возрастают, а показатель пластичности (относительное удлинение) снижается. Установленная зависимость характерна для литейных алюминиевых сплавов [143].

Таблица 3.7 – Результаты испытаний на статическое растяжение гладких цилиндрических образцов наплавленного металла

Марка присадочной проволоки	Способ сварки	Температура испытания, °С	Механические свойства		
			Временное сопротивление σ_b , МПа	Условный предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %
СвАМг5	АрДС	20	<u>285–308</u> 293	<u>150–153</u> 152	<u>11,6–19,6</u> 15,1
		–70	<u>290–309</u> 296	<u>151–157</u> 154	<u>14,5–22,4</u> 18,7
		–165	<u>353–364</u> 357	<u>169–171</u> 170	<u>12,6–16,2</u> 14,4
		–196	<u>342–388</u> 366	<u>176–180</u> 177	<u>9,5–14,1</u> 12,5
СвАМг63	АрДС	20	<u>316–327</u> 318	<u>162–167</u> 165	<u>9,5–17,7</u> 13,5
		–70	<u>301–305</u> 302	<u>162–166</u> 164	<u>8,4–10,7</u> 9,7
		–165	<u>356–362</u> 359	<u>177–182</u> 180	<u>9,3–14,8</u> 11,9
		–196	<u>365–399</u> 388	<u>186–192</u> 190	<u>5,3–6,7</u> 6,1
		20	<u>314–367</u> 343	<u>223–234</u> 229	<u>5,3–10,6</u> 7,1

Св1575	АрДС	-70	<u>352–400</u> 375	<u>227–268</u> 249	<u>8,5–9,9</u> 9,1
		-165	<u>352–404</u> 378	<u>247–279</u> 258	<u>3,3–4,9</u> 4,2
		-196	<u>361–398</u> 381	<u>244–309</u> 279	<u>3,6–5,4</u> 4,4

Таблица 3.8 – Результаты испытаний на статическое растяжение цилиндрических образцов с кольцевой выточкой наплавленного металла

Марка присадочной проволоки	Способ сварки	Температура испытания, °С	Временное сопротивление σ_B^H , МПа
СВАМг5	АрДС	20	<u>344–350</u> 346
		-70	<u>349–352</u> 350
		-165	<u>371–398</u> 389
		-196	<u>385–417</u> 402
СВАМг63	АрДС	20	<u>327–332</u> 329
		-70	<u>348–352</u> 350
		-165	<u>339–363</u> 354
		-196	<u>353–388</u> 376
Св1575	АрДС	20	<u>383–417</u> 399
		-70	<u>408–413</u> 410
		-165	<u>416–424</u> 419
		-196	<u>388–405</u> 397

Характер и темп низкотемпературного упрочнения наплавленного металла для СВАМг5 и СВАМг63 по показателям временного сопротивления составляет 17–20% при температуре –196 °С. Металл, наплавленный проволокой марки Св1575, имеет временное сопротивление на 10–15%, а

условный предел текучести на 25–30% выше, чем металл, наплавленный проволоками СвАМг5 и СвАМг63, в диапазоне температур 20...–196 °С.

При этом темп роста прочности металла, наплавленного Св1575, с понижением температуры в 2 раза ниже, чем у менее прочных сплавов СвАМг5 и СвАМг63. Рост условного предела текучести менее интенсивен, чем временного сопротивления.

С понижением температуры испытаний относительное удлинение (показатель пластичности) монотонно снижается и при температуре –196 °С составляет 40–75% от значений, соответствующих комнатной температуре, в зависимости от состава присадочного материала. Минимальный темп снижения относительного удлинения характерен для менее прочного сплава (СвАМг5), его значения при –196 °С находятся на уровне значений более прочного сплава (СвАМг63) при комнатной температуре, которые составляют 12–14%. Значения относительного удлинения металла, наплавленного составами СвАМг63 и Св1575, при –196 °С составляют около 5% и 4%, соответственно.

Влияние низкой температуры на вязкость материала, особенно на чувствительность к надрезу наплавленного металла, который может содержать трещины, пустоты и другие концентраторы напряжений сварочного происхождения, является важным фактором, который следует принимать во внимание при выборе присадочного материала и разработке технологии сварки, направленной на обеспечение качества сварных соединений.

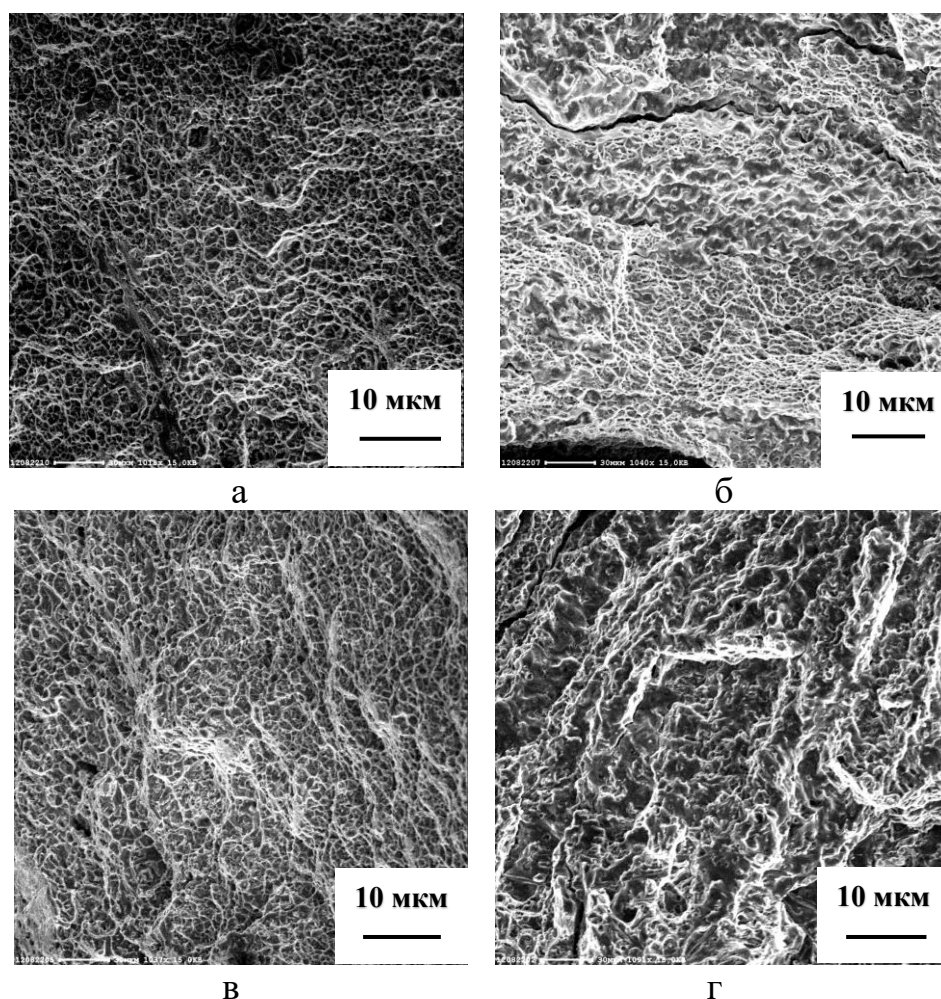
Экспериментально установлено, что прочность образцов с кольцевой выточкой выше прочности и предела текучести гладких цилиндрических образцов во всем диапазоне температур от –196 до 20 °С.

Это связано с тем, что при растяжении в области надреза возникает объемное (трехосное) напряженное состояние, когда кроме напряжения действующего параллельно приложенной нагрузке возникают радиальная и поперечная компоненты напряжения. Материал находится в напряженном состоянии (напряжения достигли предела текучести), стремится сжаться, а в

непосредственной близости от надреза материал характеризуется гораздо меньшим уровнем напряжений (большее сечение), эти области будут сопротивляться сжатию, т. е. возникают напряжения, препятствующие утонению шейки.

Чтобы поддержать пластическое течение в шейке, необходимо увеличение растягивающих осевых напряжений. При этом следует отметить, что несмотря на то, что в образце с надрезом наблюдается более высокое напряжение по всему сечению, нагрузка, необходимая для разрушения этого образца, ниже, чем в случае гладкого образца, имеющего полное поперечное сечение [144].

При изучении изломов образцов, испытанных при комнатной и при пониженной температуре, зафиксирован микрорельеф ямочного вида, что характерно при вязком разрушении пластичных металлов по механизму образования и слияния пор (рисунок 3.16).



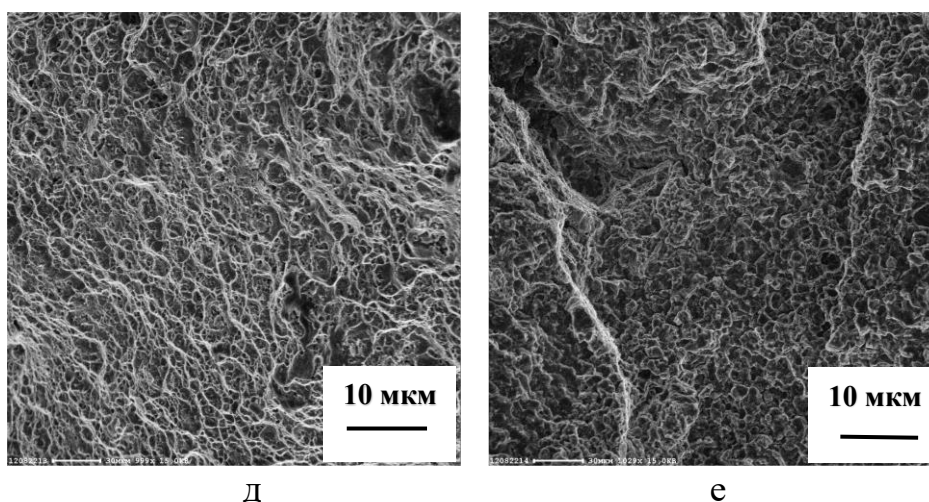


Рисунок 3.16 – Фрактограммы поверхности разрушения образцов наплавленного металла сплавов СВАМг5 (а,б), СВАМг63 (в,г) и Св1575 (д,е) при температуре 20 °С (а,в,д) и –165 °С (б,г,е) (x1000)

Ударная вязкость – механическая характеристика материала, показывающая способность материала поглощать механическую энергию в процессе деформации и разрушения под действием ударной нагрузки. Из всех механических характеристик ударная вязкость наиболее чувствительна к снижению температуры. Поэтому испытания на ударный изгиб проводят для определения порога хладноломкости материала – температуры или интервала температур, при которых происходит резкое снижение значений ударной вязкости.

В работах ряда авторов [145–149] отмечено, что с падением температуры испытаний от комнатной до криогенных ударная вязкость у алюминиево-магниевого сплава равномерно понижается. В условиях криогенных температур у них остается вязкий излом при относительно малых значениях ударной вязкости.

Результаты испытаний на ударный изгиб металла, наплавленного присадочными материалами СВАМг5, СВАМг63 и Св1575, приведены в таблице 3.9.

Результаты испытаний металла, наплавленного АрДС, показали, что при температуре 20 °С зафиксировано наиболее высокое среднее значение ударной вязкости 21,4 Дж/см² у металла, наплавленного СВАМг5, для металла

наплавленного СвАМг63 – 14,9 Дж/см², самое низкое значение у металла наплавленного Св1575 – 11,1 Дж/см².

Таблица 3.9 – **Результаты испытаний наплавленного металла на ударный изгиб при комнатной и криогенной температурах**

Присадочная проволока	Способ сварки	Ударная вязкость <i>KCU</i> , Дж/см ² при температуре испытаний			
		–196 °С	–165 °С	–70 °С	20 °С
СвАМг5	АрДС	<u>7,7–8,4</u>	<u>8,3–9,9</u>	<u>15,8–18,9</u>	<u>17,9–26,5</u>
		7,9	9,2	17,9	21,4
СвАМг63	АрДС	<u>6,6–9,0</u>	<u>5,3–11,8</u>	<u>12,1–15,0</u>	<u>12,3–17,5</u>
		7,4	8,7	13,7	14,9
Св1575	АрДС	<u>5,9–6,8</u>	<u>5,2–5,7</u>	<u>9,8–14,3</u>	<u>9,9–12,7</u>
		6,4	5,3	11,4	11,1

Примечание: в числителе min-max значения, в знаменателе – среднее значение.

При снижении температуры испытаний у всех исследуемых составов присадочного материала, независимо от способа сварки, наблюдается одинаковая закономерность изменения ударной вязкости, заключающаяся в ее равномерном понижении. При температуре –196 °С ударная вязкость составляет 40–50% (6–9 Дж/см²) от значений, полученных при комнатной температуре. Это согласуется с данными ряда авторов [150, 143, 147, 148, 149] и объясняется тем, что вязкость является интегральной характеристикой зависящей от пластичности и прочности материала.

Результаты испытаний на статическое растяжение гладких цилиндрических образцов наплавленного металла при повышенных температурах приведены в таблице 3.10. Зависимость ударной вязкости от температуры нагрева представлены в таблице 3.11.

Повышение температуры испытаний у всех исследованных составов присадочных проволок показали одинаковую тенденцию к понижению временного сопротивления и увеличению ударной вязкости с повышением температуры испытаний.

Таблица 3.10 – Результаты испытаний на статическое растяжение цилиндрических образцов с кольцевой выточкой наплавленного металла

Марка присадочной проволоки	Способ сварки	Температура испытания, °С	Временное сопротивление σ_B^H , МПа
СВАМГ5	АрДС	20	<u>344–350</u> 346
		100	<u>309–322</u> 311
		200	<u>171–218</u> 195
		300	<u>135–147</u> 140
СВАМГ63	АрДС	20	<u>327–332</u> 329
		100	<u>311–335</u> 328
		200	<u>199–223</u> 212
		300	<u>153–168</u> 160
Св1575	АрДС	20	<u>383–417</u> 399
		100	<u>338–353</u> 345
		200	<u>216–234</u> 229
		300	<u>148–175</u> 165

Таблица 3.11 – Ударная вязкость основного металла и металла шва сплава 1565ЧМ, наплавленных различными присадочными проволоками при повышенных температурах испытаний

Присадочная проволока	Способ сварки	Ударная вязкость <i>KCU</i> , Дж/см ² при температуре испытаний			
		20 °С	100 °С	200 °С	300 °С
Основной металл	–	<u>22,1–23,4</u> 22,5	<u>26,7–28,4</u> 25,9	<u>32,3–37,7</u> 34,9	<u>37,9–39,5</u> 38,7
СВАМг5	АрДС	<u>17,9–26,5</u> 21,4	<u>23,2–25,6</u> 24,6	<u>31,1–34,6</u> 33,2	<u>34,2–38,0</u> 36,5
СВАМг63	АрДС	<u>12,3–17,5</u> 14,9	<u>14,8–17,9</u> 17,1	<u>19,7–23,9</u> 22,9	<u>21,6–26,3</u> 25,1
Св1575	АрДС	<u>9,9–12,7</u> 11,1	<u>10,8–13,1</u> 12,7	<u>14,5–17,7</u> 17,1	<u>15,9–19,5</u> 18,8

3.4. Влияние способа подготовки поверхности присадочной проволоки на процесс образования пор при сварке

На основании проведенных выше исследований был предложен состав присадочной проволоки, которая была введена в ГОСТ 7871–2019 под маркой Св1575 (таблица 3.12).

Таблица 3.12 – Химический состав алюминиевой присадочной проволоки Св1575 (по ГОСТ 7871–2019)

Обозначение марки сплава	Массовая доля элемента, %													
	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Ti	Zr	B	Sc	Прочие элементы	
													Сумма	Каждый
Св1575	Ост	0,01–0,1	0,02–0,15	0,02–0,15	0,3–0,7	5,5–6,1	0,02–0,12	0,06	0,01–0,06	0,18–0,25	0,01	0,20–0,28	0,05	0,1

Традиционная технология подготовки проволоки под сварку включает в себя: разматывание требуемого количества проволоки из бухты из расчета на 1 день работы, обезжиривание растворителем (щелочью) для удаления

консервационной смазки, травление для удаления оксидной пленки, наматывание проволоки на кассету сварочного автомата и непосредственно сварка. Электролит, который используют для электрохимического травления (полирования), включает в себя ортофосфорную и серную кислоту [151].

Из-за химической активности алюминия и его сплавов существует ограничение по времени между операциями подготовки сварочной алюминиевой проволоки и сваркой: оно должно составлять не более нескольких часов (дней) при условии выполнения операций, указанных выше. Ограничение по времени зависит от уровня технологии и специализации предприятия (таблица 3.13).

Таблица 3.13 – Современные технологии подготовки алюминиевой проволоки к сварке

Традиционные технологии подготовки алюминиевой проволоки к сварке	Новая технология подготовки алюминиевой проволоки к сварке (скальпирование проволоки)
<p>Химическая очистка проволоки:</p> <ol style="list-style-type: none"> 1. Удаление консервирующей смазки; 2. Травление при температуре 60–70 °С в растворах NaOH, Na₂CO₃, Na₃PO₄•12H₂O; 3. Промывка в горячей воде; 4. Осветление в 20 % HNO₃; 5. Промывка в воде и сушка при 60–80 °С; 6. Допустимая длительность хранения после обработки не более 3 суток. 	<p>Не требует предварительной обработки перед сваркой (правка, обезжиривание, травление)</p>

<p>Электрохимическая обработка проволоки:</p> <ol style="list-style-type: none"> 1. Обезжиривание в растворе «Лотос», промывка в воде 40–50 °С; 2. Сушка на воздухе; 3. Электрополирование в растворе H_3PO_4, H_2SO_4, Синтанол ДС-10 при 20–70 °С при силе ток 160-350 А; 4. Промывка в воде при 40–60 °С; 5. Протирка и сушка при 80–100 °С; 6. Допустимая длительность хранения после обработки 10 суток или при вакуумной упаковке – 1 год. 	<p>Не требует предварительной обработки перед сваркой (правка, обезжиривание, травление, полирование)</p>
<p>Трудоемкое, вредное производство</p>	<p>Экологически чистое производство у поставщика и потребителя</p>
<p>Качество поверхности не соответствует мировым стандартам, не обеспечивает рядность намотки</p>	<p>Чистота и качество поверхности соответствуют мировым стандартам</p>

В настоящее время наиболее прогрессивной технологией подготовки алюминиевой проволоки к сварке является технология финишной очистки (скальпирование) проволоки.

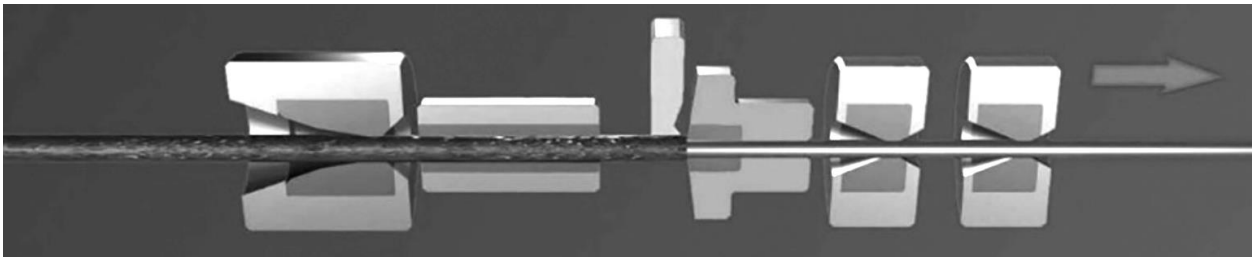
Скальпирующие волокна (фильеры) представляют собой специальный, монолитный модуль цилиндрической, округлой формы с заостренным входным краем. Внутри него сделано сквозное отверстие – волочильный глазок, через которое проходит обрабатываемая проволока (рисунок 3.17).

Для изменения и настройки оси скальпирования может использоваться механизм в виде небольших винтов, изменяющих положение и угол клиньев, с помощью которых производится обработка металлического прутка или проволоки. Благодаря этому достигается возможность снятия поверхностного

слоя от 0,1 до 0,2 мм. Волока (фильера) скальпирующая является универсальным изделием и может использоваться абсолютно для любых типов волочильных машин и установок шевингования.



а



б

Рисунок 3.17 – Скальпирующие фильеры (а) и схема процесса скальпирования (б) алюминиевой проволоки

После этой операции проволока полностью готова к применению и не требует дополнительных затрат на подготовку к работе: правку и травление. Применяемая технология и использование вакуумной упаковки позволяют исключить из процесса подготовки к сварке присадочного материала такую трудоемкую и неэкологичную операцию, как очистка поверхности присадочной проволоки от оксидов алюминия.

То, что развитие сварочного производства идет по этому пути, подтверждается переходом все большего числа предприятий на сварку с применением уже готовой к использованию проволоки, полированной и намотанной на кассеты установленного евростандарта.

Для процесса порообразования при сварке плавлением алюминиевых сплавов большое значение имеет состояние поверхности присадочной проволоки. Поверхностные загрязнения на присадочной проволоке и дефекты являются зародышами газовых пузырьков. Поэтому важно строение и состояние поверхности присадочной проволоки до и после скальпирования.

На фотографии (рисунок 3.18,а) показана поверхность алюминиевой проволоки до скальпирования, а на рисунке 3.18,б) после скальпирования.

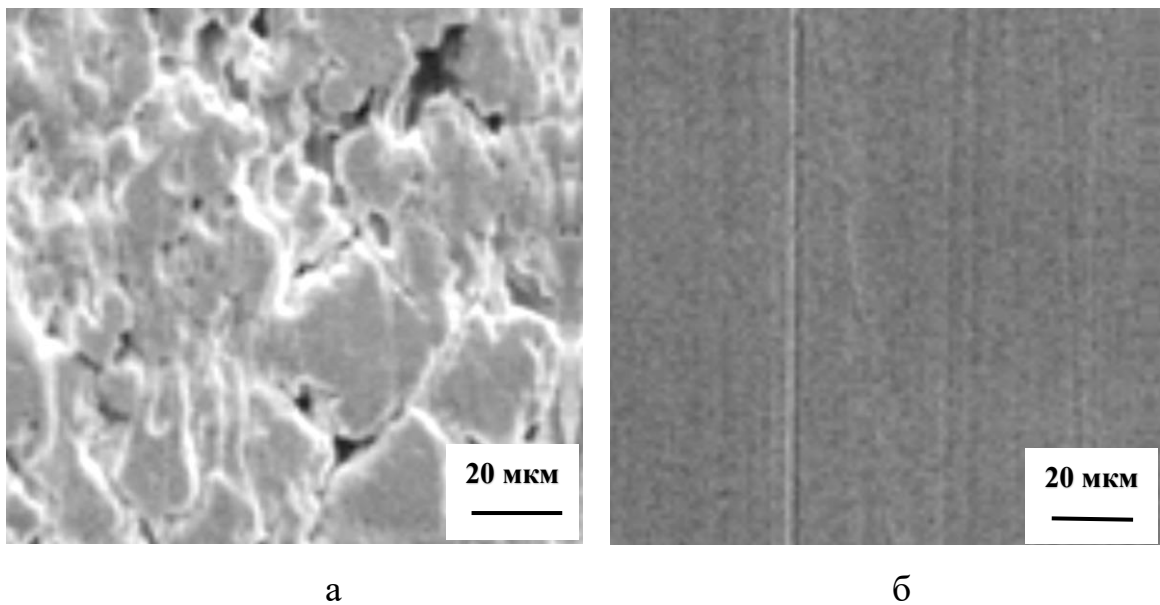


Рисунок 3.18 – Фото электронной микроскопии проволоки СвАМг63 до скальпирования (а) и после скальпирования (б)

Из сравнения изображений, приведенных на рисунке 3.18, видно, что качество поверхности после скальпирования существенно улучшилось. Для скальпирования в режиме протягивания заготовки применяется инструмент, размещающийся в волокодержателе волочильного стана. Заготовка перемещается тянущим устройством стана через отверстие скальпирующей волоки, более узкое, чем поперечный размер заготовки, в результате чего режущей кромкой волоки срезается тонкий слой металла. Основным параметром скальпирующей волоки – угол наклона острой кромки γ , который отсчитывается от нормали к оси волочения.

В теории резания угол острой кромки γ соответствует понятию переднего угла резца. Основное количество исследований, связывающих пластическую деформацию металла в процессе резки с конфигурацией инструмента и свойствами обрабатываемого металла посвящено оценке степени деформации, сообщенной стружке. Это объясняется тем, что пластическая деформация позволяет изменить свойства в металле резания и перевести металл в охрупченное состояние, в результате удастся изменить конфигурацию стружки от винтовой до сыпучей, что предпочтительнее.

Для оценки степени нагартованности поверхностного слоя выполнен эксперимент по скальпированию проволоки из сплава Св1575 при ее обработке с уменьшением диаметра по маршруту (мм): 3,40 \rightarrow 3,32 \rightarrow 3,12 \rightarrow 2,47. Угол острой кромки скальпирующей волюки составил $+10^\circ$. По проходам глубина скальпирования составила соответственно 40, 100 и 325 мкм. После каждого прохода измеряли микротвердость по Виккерсу. По результатам трех измерений рассчитывали среднюю величину и получили диаграмму, приведенную на рисунке 3.19.

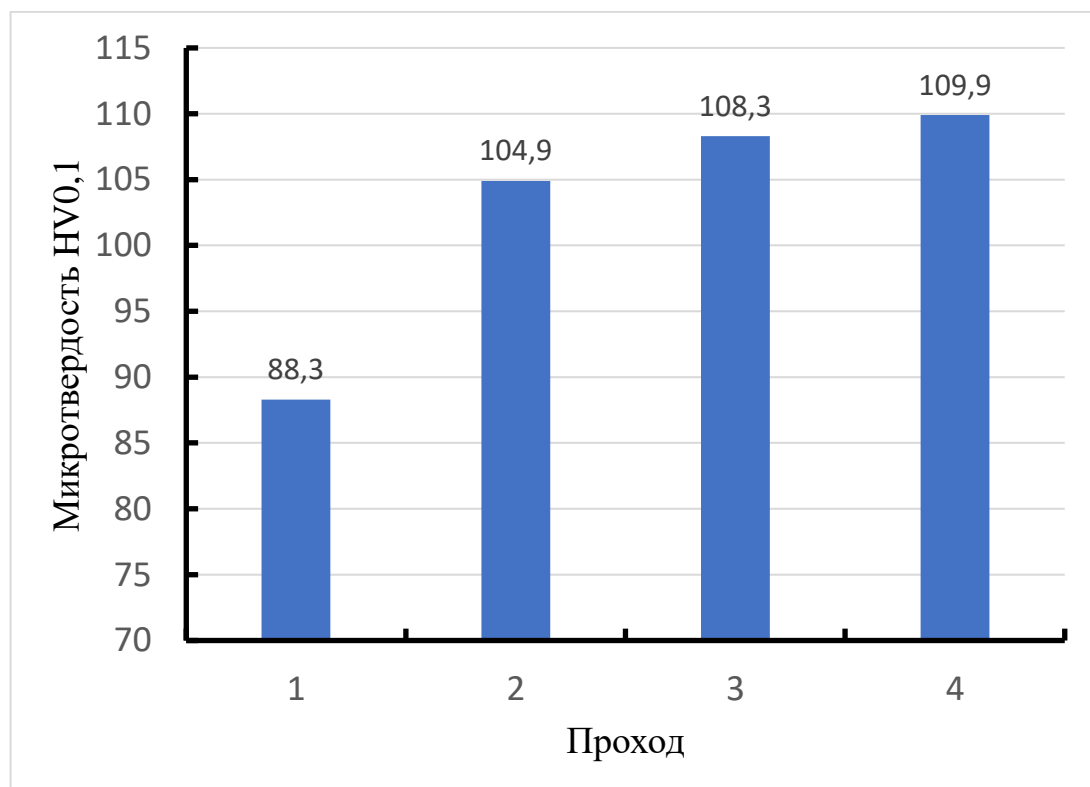


Рисунок 3.19 – Микротвердость поверхности проволоки Св1575 по проходам скальпирования

Из рисунка 3.19 следует, что при первом проходе скальпирования наблюдается наибольший прирост микротвердости поверхностного слоя проволоки. При дальнейших проходах наблюдается увеличение микротвердости, хотя и не такое значительное.

Таким образом, при скальпировании алюминиевой проволоки Св1575 в поверхностном слое формируются сжимающие напряжения и наблюдается упрочнение поверхностного слоя в целом.

Сжимающие напряжения в поверхностном слое могут вызывать миграцию легирующих элементов и, в первую очередь, магния в поверхностном слое присадочной проволоки. Для выяснения влияния скальпирования проволоки на содержания магния в поверхностном слое с помощью сканирующего электронного микроскопа было исследовано распределение магния в поперечном сечении проволоки. На рисунке 3.20 приведен поперечный шлиф проволоки Св1575 и распределение магния в поверхностном слое.

Можно отметить, что на поверхности проволоки Св1575 после скальпирования формируется слой со структурой, отличной от структуры глубинных слоев проволоки. Анализ содержания магния показал, что после скальпирования на поверхности проволоки формируется слой с обедненным содержанием магния (на уровне 2 масс.%) по сравнению с ее глубинными слоями.

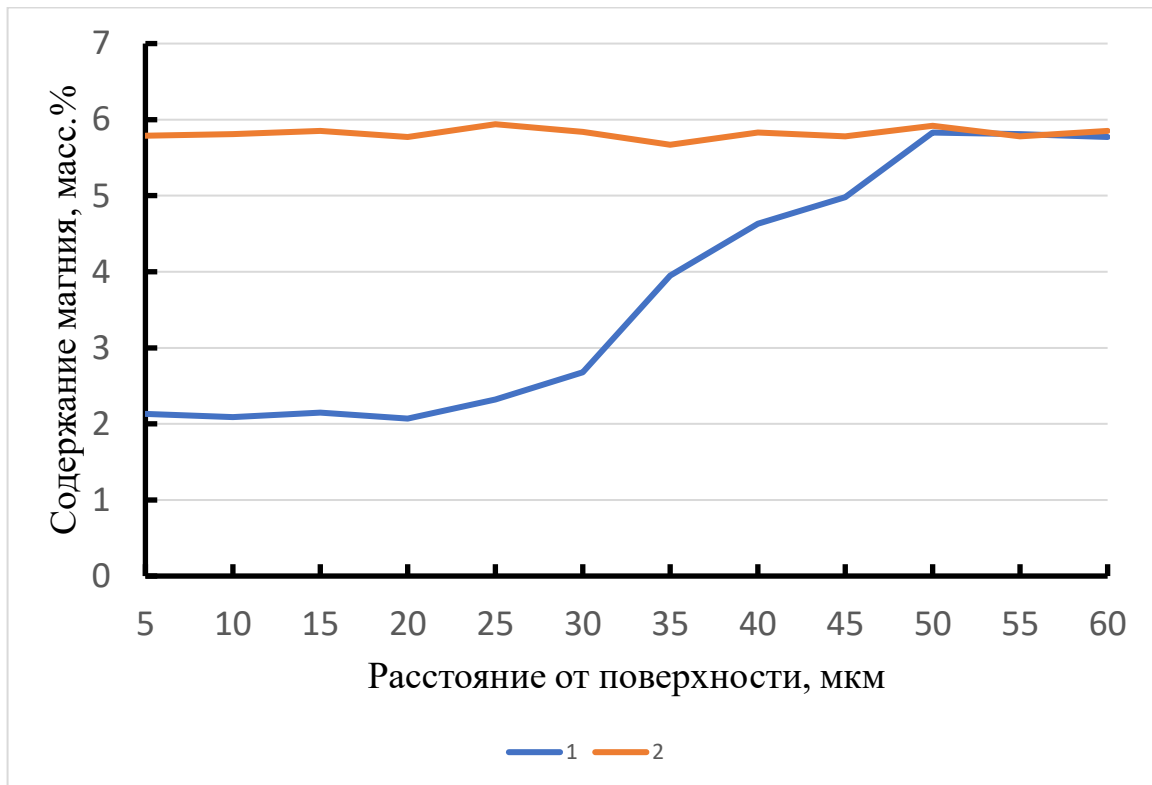
Установленное выше содержание магния в поверхностном слое после скальпирования проволоки, должно изменять характер окисления проволоки на воздухе при комнатной температуре. С помощью Оже-спектрометра было проведено сравнение состава оксидной пленки на поверхности проволоки Св1575 после химического травления и скальпирования спустя 10 суток после проведения обработки.

Проведенные эксперименты показали, что на поверхности проволоки после химического травления спустя 10 суток после обработки. Для сплава

Св1575 после химического травления и 10 суток вылеживания оксидная пленка представляла собой слоистую структуру.



а



б

Рисунок 3.20 – Микроструктура поверхностного слоя проволоки Св1575 после скальпирования (а) и распределение магния в поверхностном слое (б) после скальпирования (1) и после химического травления (2)

Верхний слой представляет собой рыхлый оксид магния MgO. Толщина этого слоя составляет 0,003–0,01 мм. Непосредственно под ним располагается слой шпинели на основе MgO + Al₂O₃ (толщина данного подслоя 0,01–0,025 мм). Под слоем шпинели располагается слой оксида Al₂O₃. Суммарная толщина оксидной пленки на поверхности проволоки Св1575 после химического травления составила 0,013–0,038 мм.

После скальпирования на поверхности алюминиевой проволоки Св1575 формируется тонкий слой Al₂O₃ с вкраплениями MgO. Суммарная толщина этого слоя составила 0,005–0,014 мм. Можно сказать, что в этом случае оксидная пленка состоит практически из Al₂O₃.

Для определения характеристик поверхности образцов проволоки Св1575 применяли термо-десорбционный масс-спектрометрический метод. Процесс газовой выделенности с поверхности исследовали на установке для вакуумного нагрева с индукционной печью, принципиальная схема которой приведена в работе [152], и на установке для нагрева поверхности лучом лазера по методике работы [153]. В процессе нагрева выделяющиеся газы постоянно прокачивали через датчик масс-спектрометра, с помощью которого регистрировали масс-спектр в диапазоне $m/e = 1-60$. Результаты оценки газовой выделенности с поверхности присадочной проволоки Св1575 в зависимости от способа подготовки ее поверхности показаны на рисунке 3.21.

Из полученных результатов следует, что даже при длительных выдержках после вскрытия полиэтиленового пенала, заполненного аргоном, возможно применение проволоки Св1575 после скальпирования для получения сварных соединений без пор.

Для сравнительной оценки возможности получения сварных соединений алюминиевого сплава 1565чМ без пор в условиях плазменной сварки была осуществлена сварка по целой пластине с применением проволоки Св1575 с различным сроком хранения на воздухе после операции обработки поверхности. Полученные результаты приведены на рисунке 3.22.

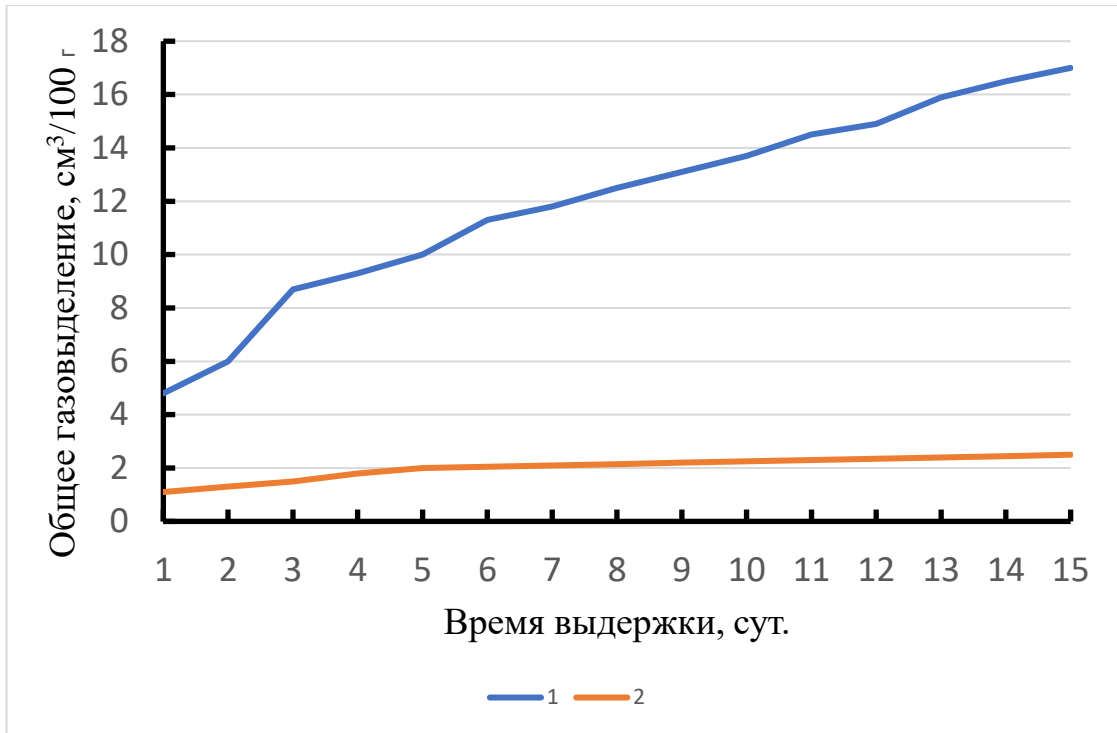


Рисунок 3.21 – Общее газовыделение с поверхности проволоки Св1575 при нагреве в зависимости от времени выдержки после обработки: 1 – химическое травление; 2 – скальпирование

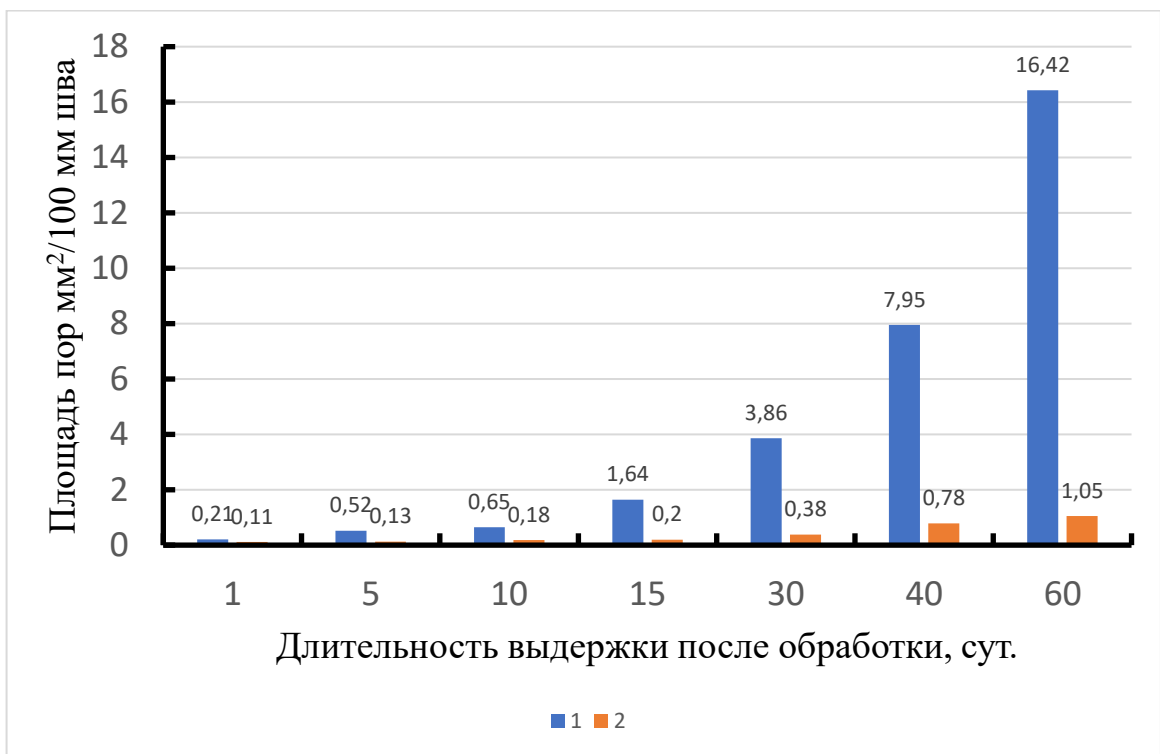
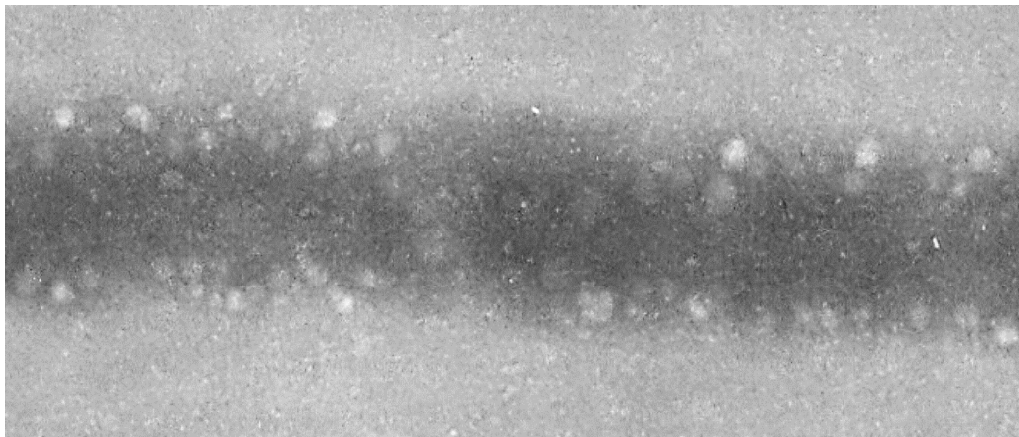


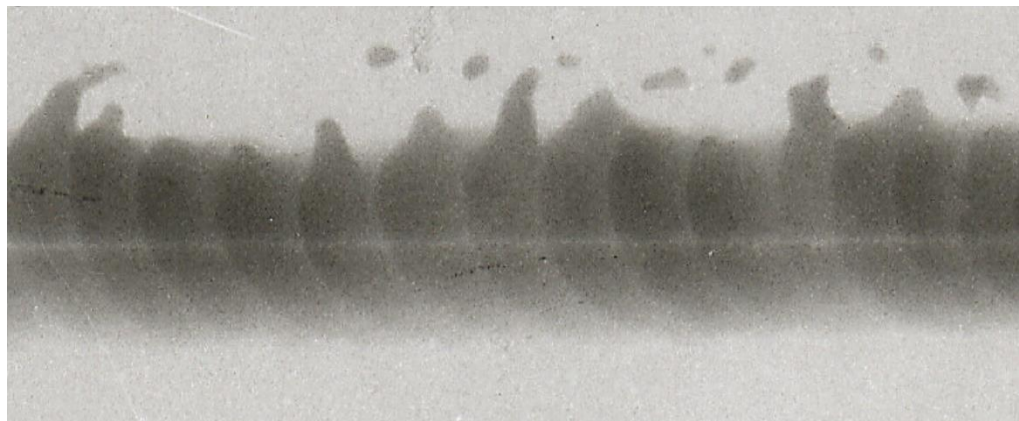
Рисунок 3.22 – Интенсивность процесса порообразования при сварке пластин сплава 1565чМ толщиной 7 мм с проволокой Св1575 в зависимости от длительности вылеживания после обработки: 1 – химическое травление; 2 – скальпирование

Из полученных экспериментальных результатов можно отметить, что применение скальпирования поверхности присадочной проволоки позволяет получать безпористые сварные соединения вплоть до 60 суток вылеживания проволоки в цеховых условиях после обработки поверхности.

На рисунке 3.23 приведены рентгенограммы сварных соединений листов сплава 1565чМ толщиной 7 мм, выполненные плазменной сваркой с проволокой Св1575 после 60 суток вылеживания проволоки в цеховых условиях после подготовки ее поверхности.



а



б

Рисунок 3.23 – Рентгенограммы сварных соединений листов сплава 1565чМ, выполненные плазменной сваркой с проволокой Св1575 после 60 суток ее вылеживания: а – химическое травление поверхности проволоки; б – скальпирование поверхности

Полученные результаты по скальпированию поверхности алюминиевой присадочной проволоки создают предпосылки для создания технологии подготовки поверхности деталей и сварочной проволоки из алюминиевых сплавов к сварке плавлением без применения операций химического травления.

Выводы к главе 3

1. Установлено, что при сварке листов сплава 1565ЧМ плазменной струей обеспечивается коэффициент прочности сварных соединений на уровне 0,96...0,98. Разрушение всех образцов (с усилением и проплавом) при испытаниях на растяжение произошло по зоне сплавления.

2. Показано, что введение скандия в проволоках типа СвАМг4 и СвАМг63 сказывается на снижении горячеломкости швов при содержании в проволоке более 0,15 мас. %.

3. С учетом того, что при сварке в случае применения присадок с пониженным содержанием магния увеличивается опасность образования микрорыхлот в зоне сплавления, то сварку стыковых соединений листов целесообразно выполнять с присадками СвАМг63 и СвАМг63+Sc.

4. Установлено, что характер и темп низкотемпературного упрочнения наплавленного металла для СвАМг5 и СвАМг63 по показателям временного сопротивления составляет 17–20% при температуре -196 °С. Металл, наплавленный проволокой марки Св1575, имеет временное сопротивление на 10–15%, а условный предел текучести на 25–30% выше, чем металл, наплавленный проволоками СвАМг5 и СвАМг63, в диапазоне температур 20...–196 °С.

5. Повышение температуры испытаний до 100–300 °С у всех исследованных составов присадочных проволок показали одинаковую тенденцию к понижению временного сопротивления и увеличению ударной вязкости с повышением температуры испытаний.

6. При скальпировании алюминиевой проволоки Св1575 в поверхностном слое формируются сжимающие напряжения и наблюдается упрочнение поверхностного слоя в целом. На поверхности проволоки Св1575 после скальпирования формируется слой со структурой, отличной от структуры глубинных слоев проволоки. Анализ содержания магния показал, что после скальпирования на поверхности проволоки формируется слой с обедненным содержанием магния (на уровне 2 масс.%) по сравнению с ее глубинными слоями.

7. Для сплава Св1575 после химического травления и 10 суток вылеживания оксидная пленка представляла собой слоистую структуру. Верхний слой представляет собой рыхлый оксид магния MgO. Толщина этого слоя составляет 0,003–0,01 мм. Непосредственно под ним располагается слой шпинели на основе MgO + Al₂O₃ (толщина данного подслоя 0,01–0,025 мм). Под слоем шпинели располагается слой оксида Al₂O₃. Суммарная толщина оксидной пленки на поверхности проволоки Св1575 после химического травления составила 0,013–0,038 мм.

8. После скальпирования на поверхности алюминиевой проволоки Св1575 формируется тонкий слой Al₂O₃ с вкраплениями MgO. Суммарная толщина этого слоя составила 0,005–0,014 мм. Можно сказать, что в этом случае оксидная пленка состоит практически из Al₂O₃.

9. На основе полученных экспериментальных результатов можно отметить, что применение скальпирования поверхности присадочной проволоки позволяет получать безпористые сварные соединения вплоть до 60 суток вылеживания проволоки в цеховых условиях после обработки поверхности.

Глава 4. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТЫКОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЛИСТОВ СПЛАВА 1565ЧМ, ВЫПОЛНЕННЫХ ПЛАЗМЕННОЙ СВАРКОЙ С ПОЛЫМ АНОДОМ

4.1. Особенности формирования шва при плазменной сварке с полым анодом

Современные условия развития промышленности, высокая мировая конкуренция диктуют новые подходы к повышению качества продукции и производительности труда. Малая плотность при сравнительно высокой прочности, хорошая обрабатываемость режущим инструментом, высокая коррозионная стойкость обуславливают широкое применение алюминиевых сплавов в авиа- и судостроении, производстве химической аппаратуры, строительстве и других отраслях [154]. Во всех перечисленных случаях используются различные по своему составу и механическим свойствам алюминиевые сплавы, а конструктивные решения зачастую связаны со сваркой [155, 156].

Ряд факторов значительно усложняют сварку алюминиевых сплавов: 1) высокая теплопроводность; 2) повышенная жидкотекучесть алюминия при высоких температурах; 3) наличие тугоплавкой оксидной пленки на поверхности изделия; 4) высокое сродство расплавленного алюминия к газам. Все эти факторы диктуют применение специальных технологических мер, что снижает производительность процесса сварки и повышает себестоимость изготовления продукции [157].

На сегодняшний день применение находят традиционные способы сварки алюминиевых сплавов: ручная дуговая сварка, механизированная сварка плавящимся электродом, аргонодуговая сварка неплавящимся электродом в среде защитных газов [158]. Однако эти методы имеют ряд указанных выше проблем при сварке и не удовлетворяют современным требованиям промышленности [159].

В последнее время, с развитием техники и появлением новых видов высококонцентрированных источников энергии, для решения задачи сварки тонколистовых алюминиевых сплавов всё более широко используют лазерные технологии. Но их применение сдерживается высокой стоимостью оборудования и рядом специфических трудностей: высоким коэффициентом отражения лазерного излучения, малой температурой плавления алюминия. Одними из основных дефектов при лазерной сварке являются горячие трещины и газовая пористость [155].

Таким образом, основной задачей исследователей при разработке технологии сварки тонколистовых конструкций из алюминиевых сплавов является обеспечение качественной очистки поверхности от оксидной пленки, применение высококонцентрированного источника энергии с возможностью автоматизации процесса сварки, снижение себестоимости погонного метра шва [160].

Одним из путей решения этой задачи видится использование технологии плазменной сварки током обратной полярности. Применение плазменной дуги позволяет использовать высококонцентрированный источник энергии, получить высококачественный сварной шов. Использование тока обратной полярности обеспечивает качественную очистку поверхности металла от загрязнений и оксидной пленки, процесс плазменной сварки поддается 100%-ной автоматизации [161].

Известной является разработка с использованием плазмотрона, работающего на переменном токе, для плазменной сварки алюминия. Дежурная дуга постоянного тока загорается между электродом-катодом плазмотрона и плазмообразующим соплом-анодом, а вторая дуга переменного тока горит между электродом плазмотрона и изделием (рисунок 4.1) [162]. После того как основная дуга зажигается, дежурная размыкается. Сварка ведется на переменном токе с модуляцией. В момент включения обратной полярности происходит очистка поверхности металла, а при работе прямой полярности происходит плавление металла.

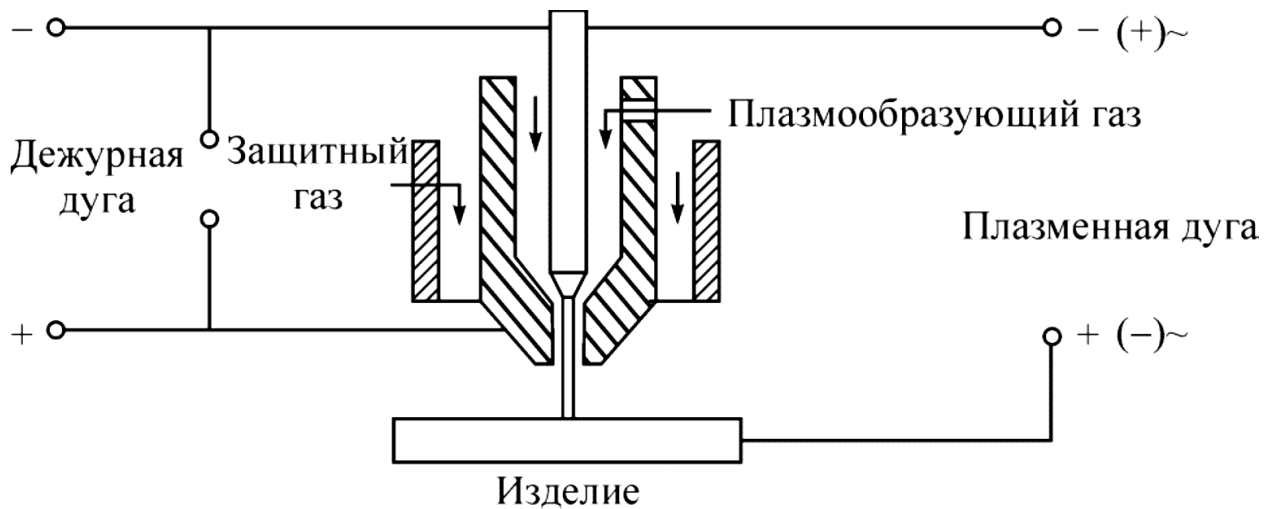


Рисунок 4.1 – Схема подключения двухдугового плазмотрона

У данного способа есть несколько недостатков: необходимость использования двух источников питания дуг, возможность появления вольфрамовых включений в металле шва в период работы плазмотрона на обратной полярности, газовая пористость металла шва, недолговечность конструкции плазмотрона.

Сварку можно производить как с подачей, так и без подачи присадочной проволоки. Однако при сварке конструкций средних и больших толщин может наблюдаться некоторое провисание лицевой стороны сварного шва.

Несмотря на то что провисание имеет незначительную величину, в ряде случаев, особенно для конструкций, работающих в условиях динамического нагружения, требуется выполнение второго прохода для наложения «декоративного» валика, заполняющего провисание [163].

Для повышения долговечности плазмотрона были проведены усовершенствования, основным из которых было перенесение основной дуги с вольфрамового электрода на водоохлаждаемое сопло–анод [127]. Это позволило существенно снизить тепловую нагрузку на вольфрамовый электрод, а также перевести основную дугу на обратную полярность: анодом является плазмообразующее сопло, а катодом – свариваемый образец (рисунок 4.2)

Известны следующие способы сжатия открытой дуги: интенсивный отвод теплоты в металл охлаждаемого сопла из низкотемпературной периферийной зоны открытой дуги; разграничение дуги и стенок сопла потоком относительно холодного газа (газовая стабилизация); воздействие магнитным полем, а также создание в зоне дугового разряда динамического вакуума (сварка полым катодом).

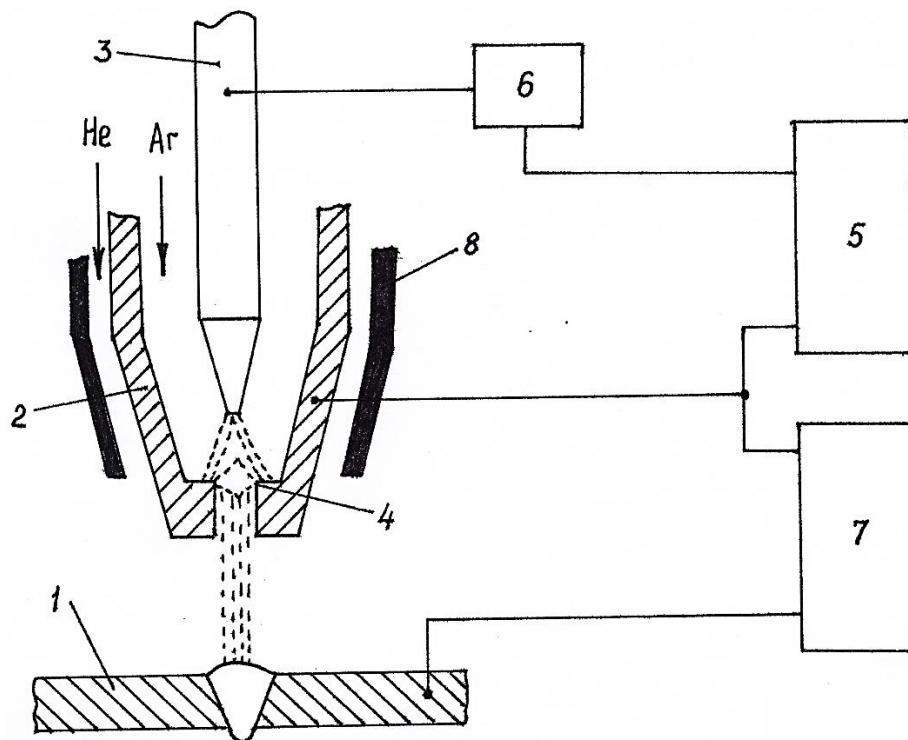


Рисунок 4.2. – Схема подключения плазмотрона при сварке с полым анодом: 1 – образец; 2 – плазмообразующее сопло; 3 – вольфрамовый электрода; 4 – дежурная дуга; 5, 7 – источники питания дуги постоянного тока; 6 – высоковольтный осциллятор; 8 – газозащитное сопло

В настоящее время большое внимание уделяется третьему способу получения сжатой дуги путем использования более совершенных и конструктивно простых плазменных горелок (плазмотронов), обеспечивающих в широких пределах регулирование термогазодинамического воздействия дуги на расплавляемый металл. При этом перспективным является использование в качестве электрода сопла плазмотрона.

На этом принципе предложен способ сварки, согласно которому возбуждают две дуги постоянного тока: одну – прямой полярности – между вольфрамовым электродом и соплом (дежурная дуга), другую – обратной полярности – между соплом и обрабатываемым изделием. Вторая дуга называется основной.

Основная дуга сжимается электрическим путем: в результате выдувания плазмы дежурной дуги создается электрический проводник, который стягивает на себя поток основной дуги и тем самым обеспечивается сжимающий и стабилизирующий эффект. Возможно стабильное горение основной дуги при ее длине до 10 мм.

С позиций практики применение описанного способа плазменной сварки наиболее эффективно при сварке алюминиевых сплавов, когда требуется разрушение и удаление тугоплавкой поверхностной оксидной пленки.

Наиболее эффективно способ плазменно-дуговой сварки с полым анодом применялся для формирования сварных соединений на весу без применения подкладных элементов с формирующими канавками. Такой процесс получил название «замочная скважина» (рисунок 4.3).

При этом процессе плазменная струя насквозь проникает через расплавленный металл сварочной ванны, образуя сквозной канал, который существует в течение всей сварки. Сквозное проникновение плазменной струи полностью устраняет включения оксидной пленки в шве, а также уменьшает деформацию изделия из-за выравнивания нагрева свариваемых деталей по высоте. В качестве плазмообразующего газа использовался 100%-й аргон, а в качестве защитного газа – 100%-й гелий.

Кроме того, использование присадочной проволоки позволяет управлять процессом легирования швов, что благотворно сказалось на повышении их прочности. Варьируя режимы подачи проволоки, получаем возможность управлять геометрией шва.

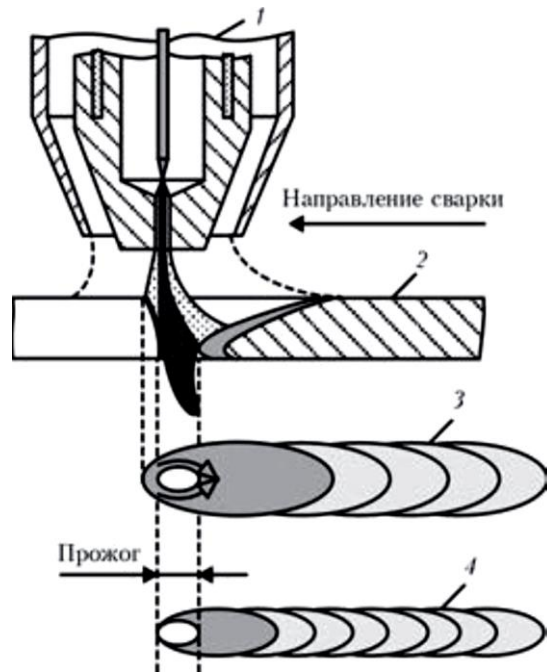
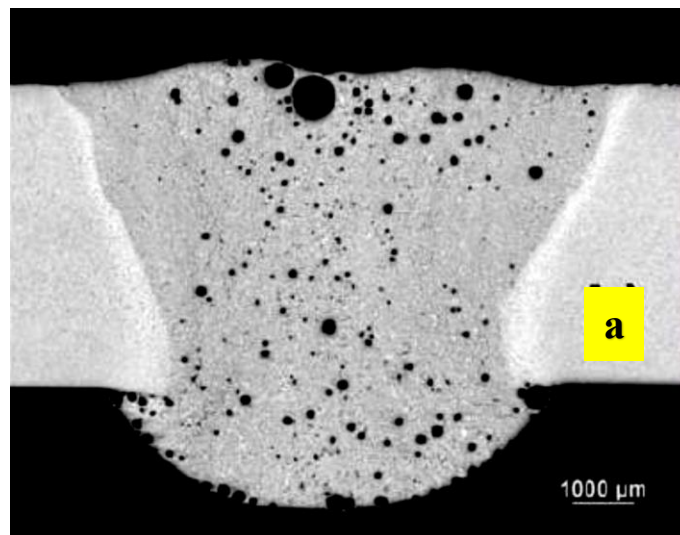
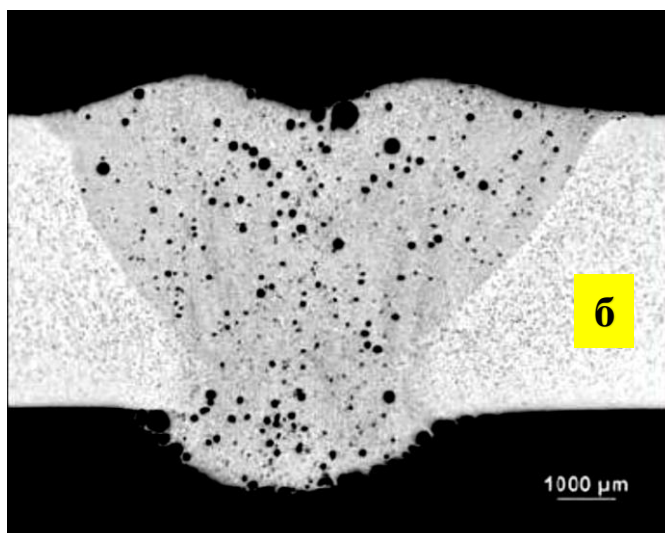


Рисунок 4.3 – Принципиальная схема процесса плазменно–дуговой сварки в режиме «замочная скважина»: 1 – плазменная горелка; 2 – шов; 3 – поверхность шва; 4 – корень шва)

Несмотря на практически полное отсутствие в металле шва при сварке в режиме «замочной скважины», наблюдается достаточно развития пористость швов при сварке алюминиевых сплавов системы Al–Mg (рисунок 4.4).



а



б

Рисунок 4.4 – Поперечные шлифы сварных соединений листов толщиной 6,0 мм из сплава 1565чМ, выполненных плазменно-дуговой сваркой с полым с присадочной проволокой СвАмгб1 диаметром 1,2 мм без зазора (а) и с зазором 1,0 мм (б)

Все меры по предотвращению образования пор в металле шва при сварке плавлением алюминиевых сплавов включают действия, направленные на снижение содержания водорода в расплавленном металле. Согласно первому направлению ограничивается содержание растворенного водорода в основном металле на уровне $0,63 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ металла.

Установлено, что основной причиной образования пор в швах является водород, который растворяется в металле сварочной ванны и медленно выделяется при ее охлаждении. Растворимость водорода резко снижается при кристаллизации металла. Он не успевает выделиться из сварочной ванны и образует поры в металле шва. Создаваемое в них большое давление может привести к образованию кристаллизационных трещин в сварных швах (особенно в термически упрочняемых сплавах).

Основным источником водорода в металле шва является влага, адсорбированная поверхностью основного и присадочного металлов и содержащаяся в гидратированной оксидной пленке.

Согласно второму направлению разрабатываются способы подготовки поверхности свариваемых кромок к сварке за счет устранения на их поверхности гидратированной оксидной пленки. Для этого использую ряд технологических мероприятий, а именно:

- травление свариваемых деталей в растворе едкого натра с последующим осветлением в 30%-ном растворе азотной кислоты;
- выдержка травленых деталей перед сваркой более 3 суток;
- ограничение содержания водорода в основном и присадочном металле с помощью технологий плавки и рафинирования.

Наряду с отмеченными двумя направлениями по предотвращению пористости в металле шва при сварке плавлением алюминиевых сплавов, сформировалось и третье направление. Данное направление предусматривает интенсификацию процесса пузырьковой дегазации сварочной ванны за счет:

- исключение сварки на интенсивно охлаждаемых медных подкладках, имеющих на поверхности адсорбированную влагу;
- подогрев детали, что увеличивает длительность пребывания сварочной ванны в расплавленном состоянии и способствует более полной дегазации металла;
- применение силового воздействия на сварочную ванну за счет импульсного питания плазменной дуги или программируемого изменения состава плазмообразующего газа;
- повышение средней температуры зеркала сварочной ванны за счет применения сканирования источника нагрева;

Учитывая габаритные размеры сварных изделий (цистерны цементовозов и бензовозов) применение травления заготовок перед сваркой весьма затруднительно, так как требует создания весьма развитого гальванического производства. Создание такого производства повлечет за собой формирование системы очистных сооружений, которые все равно оставляют долю риска загрязнения окружающей среды ядовитыми выбросами.

В настоящее время поэтому широко применяется механическая зачистка свариваемых кромок вращающейся металлической щеткой из нержавеющей стали с диаметром волокон 0,5 мм. Производственный опыт показывает, что данный способ подготовки свариваемых кромок к сварке не позволяет устранить пористость в металле шва.

Учитывая, что для получения бездефектного сварного шва требуется тщательная зачистка торцевой поверхности кромок при сварке стыкового соединения и поверхности заготовок на расстоянии 15–20 мм от линии стыка, то весьма перспективным способом подготовки поверхности алюминиевого сплава 1565чМ под плазменную сварку представляется лазерная поверхностная очистка. Однако в настоящее время сведения по ее эффективности с точки зрения предотвращения пористости сварных швов алюминиевых сплавов в научно-технической литературе весьма скудны.

Дополнительным фактором по снижению пористости швов алюминиевого сплава 1565чМ в конструкции цистерн коммерческого автотранспорта является интенсификация процесса пузырьковой дегазации сварочной ванны. В этом направлении предлагается исследовать влияние импульсного питания дежурной дуги и программируемого изменения состава плазмообразующего газа на пористость сварных швов стыковых соединений листов алюминиевого сплава 1565чМ.

На первом этапе исследований были определены рациональные параметры режима плазменной сварки с полым анодом листов сплава 1565чМ, при которых наблюдается качественное формирование сварного соединения (таблица 4.1).

Приведенные в таблице 4.1 режимы плазменной сварки с полым анодом обеспечивают формирование сварных швов стыковых соединений с полным проплавом и плавными переходами от выпуклости шва к основному металлу (рисунок 4.5).

При плазменной сварке полым анодом основная дуга горит на обратной полярности. Поэтому она оказывает воздействие на оксидную пленку на

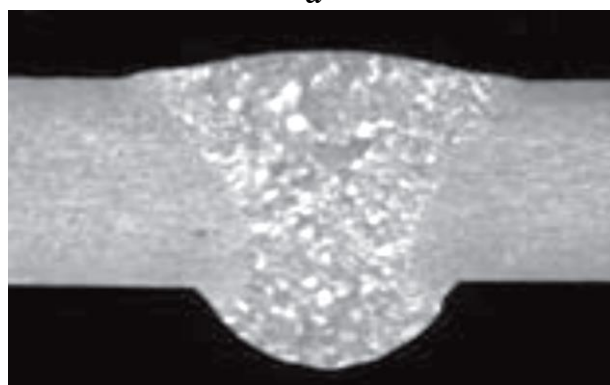
основном металле по обе стороны от шва и впереди сварочной ванны. Поэтому оценим влияние основной дуги на структуру и состав оксидной пленки на алюминииево сплава 1565чМ.

Таблица 4.1 – Режимы плазменной сварки с полым анодом стыковых соединений листов сплава 1565чМ

Сплав	Толщина, мм	Ток дежурной дуги I_d , А	Ток основной дуги $I_{св}$, А	Диаметр сопла, мм	Расход аргона, $дм^3/мин$	Диаметр присадочной проволоки, мм	Скорость сварки, м/мин	Скорость подачи присадочной проволоки, м/мин
1565чМ	6	180–185	70–75	3	2–2,5	2	0,3	0,6–0,7
1565чМ	8	210–220	80–85	3,5	3–3,5	2	0,2	0,4–0,5



а



б

Рисунок 4.5 – Макрошлиф сварного соединения из сплава 1565чМ толщиной 6 мм, сваренного плазменной сваркой с полым анодом нижнем положении на подкладке с формирующей канавкой (а) и в режиме сквозного проплавления плазменной струи «замочная скважина» (б)

4.2. Влияние технологических условия на размеры зоны катодной очистки основной дуги при плазменной сварке с полым анодом сплава 1565чМ

При плазменной сварке на переменном и постоянном токе обратной полярности часть поверхности, входящей в околошовную зону, подвергается катодной очистке. Участок катодной очистки имеет также место на торцевой поверхности свариваемых кромок впереди сварочной ванны.

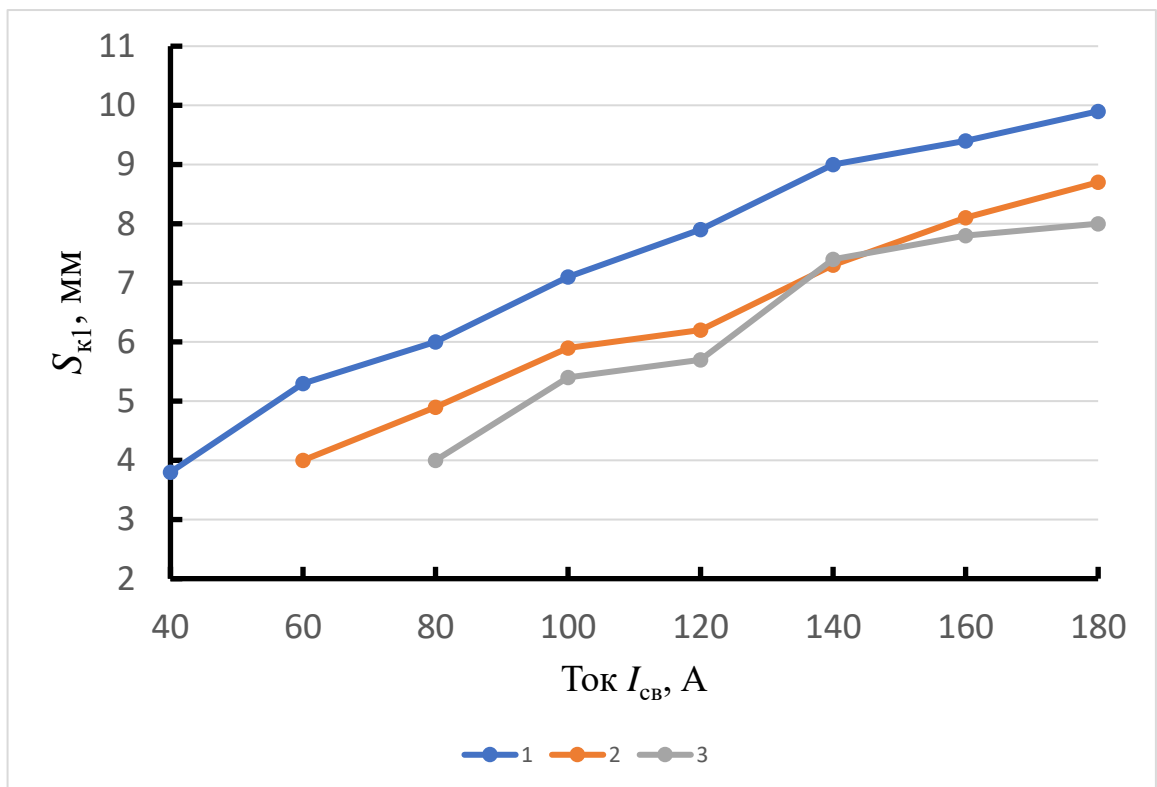
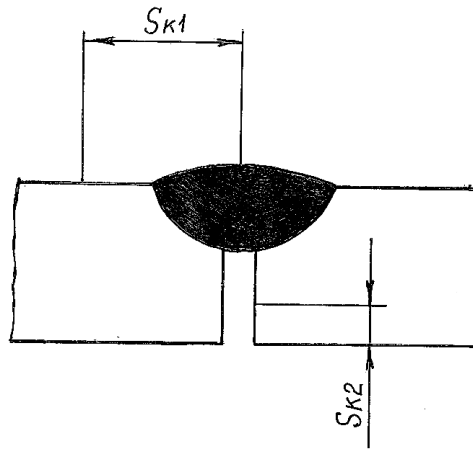
В данном разделе диссертационной работы приведены результаты исследования влияния параметров режима плазменной сварки с полым анодом сплава 1565чМ на размеры зон катодной очистки. Пластины толщиной 10 мм сваривали встык с неполным проплавлением кромок, затем разрушали по металлу шва и определяли размеры зон катодной очистки (ширину $S_{к1}$ и глубину $S_{к2}$) с применением оптического микроскопа Olympus GX-51.

Сварку осуществляли в режиме плазменной сварки с полым анодом без присадочной проволоки при наличии зазора в стыке равного 0,9–1,0 мм. В процессе исследования изменяли ток основной дуги $I_{св}$ и скорость $v_{св}$. Длина основной дуги и расход защитного газа были постоянными равными соответственно 2 мм и 14 дм³/мин. В качестве защитного газа использовали смесь аргона и гелия с содержанием последнего на уровне 75%. Для питания дежурной и вспомогательной дуг использовались два источника питания ВСВУ-400, которые обеспечивали высокую стабильность дугового разряда.

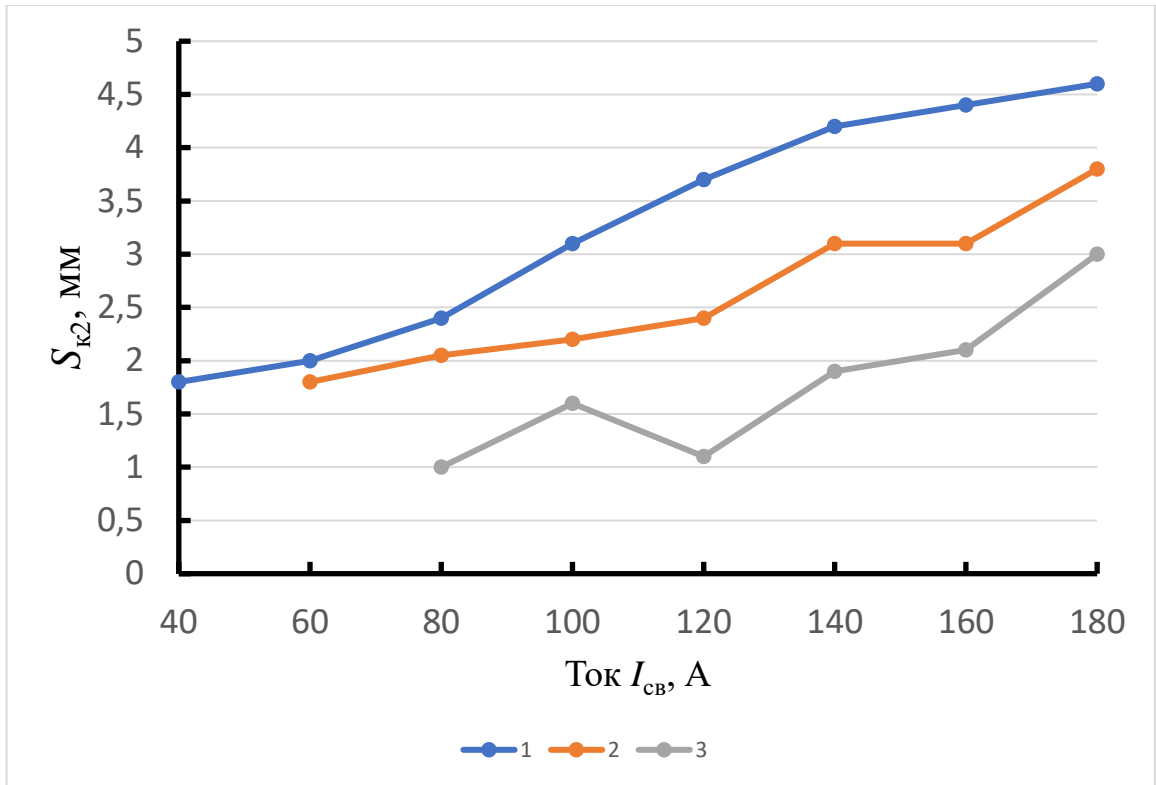
На рисунке 4.6 приведены зависимости размеров зон катодной очистки от величины тока основной дуги $I_{св}$. Можно отметить, что с увеличением тока основной дуги $I_{св}$ размеры зон катодной очистки увеличиваются. Применение в качестве защитного газа гелия приводит к увеличению $S_{к1}$ и $S_{к2}$ по сравнению с вариантом сварки в аргоне. Размер зоны катодной очистки по глубине стыка ($S_{к2}$) при этом в меньшей степени зависит от изменения тока основной дуги $I_{св}$.

Установлено, что с увеличением скорости сварки $v_{св}$ размеры зон катодной очистки уменьшаются (рисунок 4.7). Размер зоны катодной очистки

по глубине стыка (S_{k2}) при этом в меньшей степени зависит от изменения скорости сварки v_{CB} .

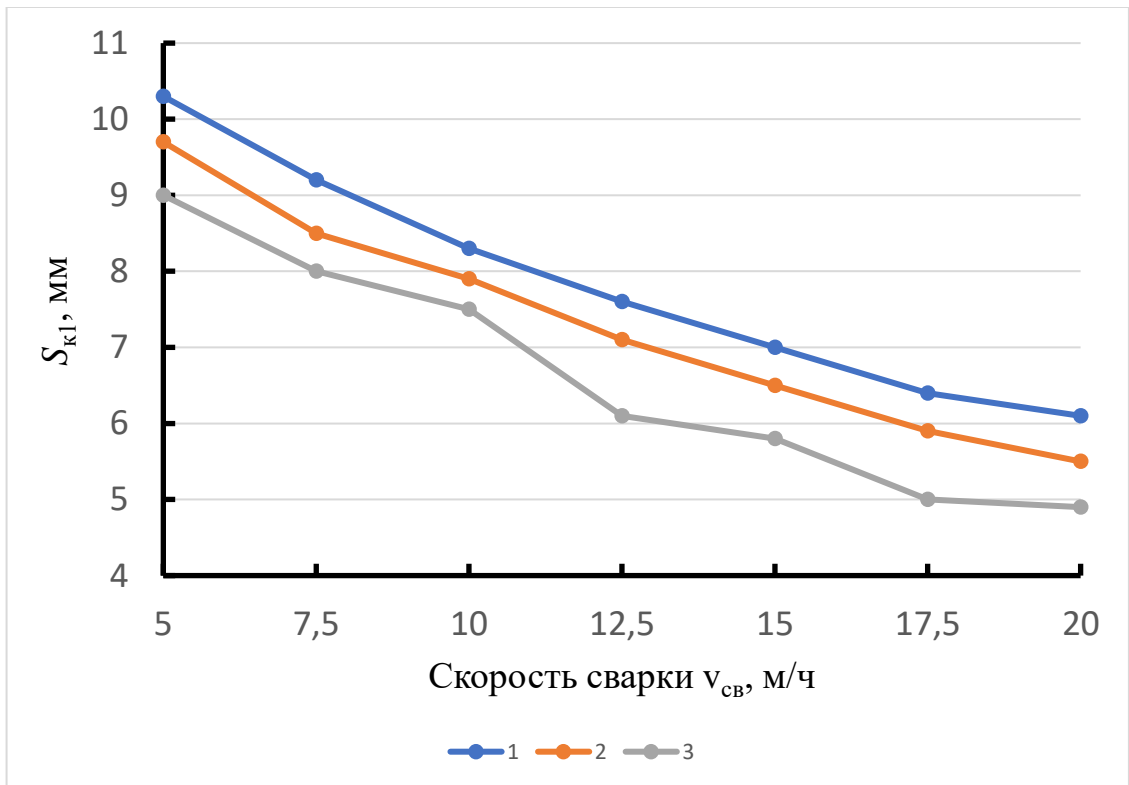


а



б

Рисунок 4.6 – Зависимость размеров зон катодной очистки от сварочного тока $I_{св}$: 1 – сварка в гелии; 2 – сварка в смеси 50% аргон и 50% гелий; 3 – сварка в аргоне



а

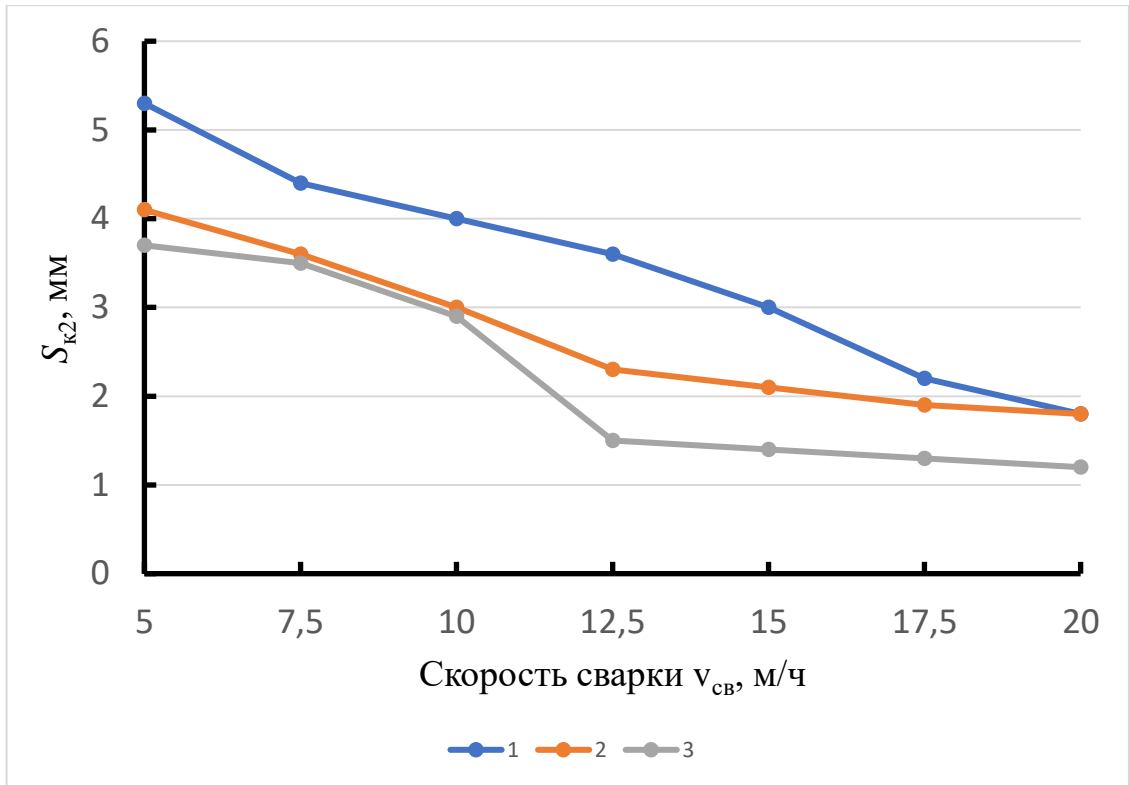


Рисунок 4.7 – Зависимость размеров зон катодной очистки от скорости сварки v_{cb} : 1 – сварка в гелии; 2 – сварка в смеси 50% аргон и 50% гелий; 3 – сварка в аргоне

Влияние параметров режима плазменной сварки с дежурной дугой на прямой полярности на геометрические размеры зон катодной очистки исследовали с применением метода многофакторного анализа. При этом были получены следующие математические модели:

$$Y_1^{Ar} = 7,025 + 1,505X_1 + 0,165X_2 - 0,27X_3;$$

$$Y_2^{Ar} = 2,575 + 0,395X_1 + 0,565X_3;$$

$$Y_1^{He} = 7,455 + 1,825X_1 - 0,115X_2 - 0,25X_3;$$

$$Y_2^{He} = 3,5475 + 1,1025X_1 - 0,0475X_2 + 0,0575X_3.$$

где Y_1^{Ar} , Y_2^{Ar} , Y_1^{He} , Y_2^{He} – параметры оптимизации, соответствующие S_{k1} и S_{k2} при сварке в среде аргона и гелия; X_1 , X_2 , X_3 – параметры режима: сварочный ток, длина дуги и величина зазора соответственно. Не оценивали влияние скорости сварки, что обусловлено стабильностью этого параметра, в

то время как сварочный ток, длина дуги и величина зазора подвержены случайным изменениям в процессе сварки.

Анализ полученных математических моделей процесса показывает, что наибольшее влияние на размеры зоны катодной очистки оказывает сварочный ток. Увеличение длины основной дуги при сварке в гелии незначительно уменьшает размеры очищаемых зон, а величина зазора в стыке оказывает только влияние на $S_{к2}$ при сварке в аргоне.

Существенное влияние на глубину катодной очистки оказывают такие составляющие процесса сварки, как отклонение основной дуги (Δl) от оси стыка (рисунок 4.8) и подача присадочной проволоки в сочетании с раскрытым зазором.

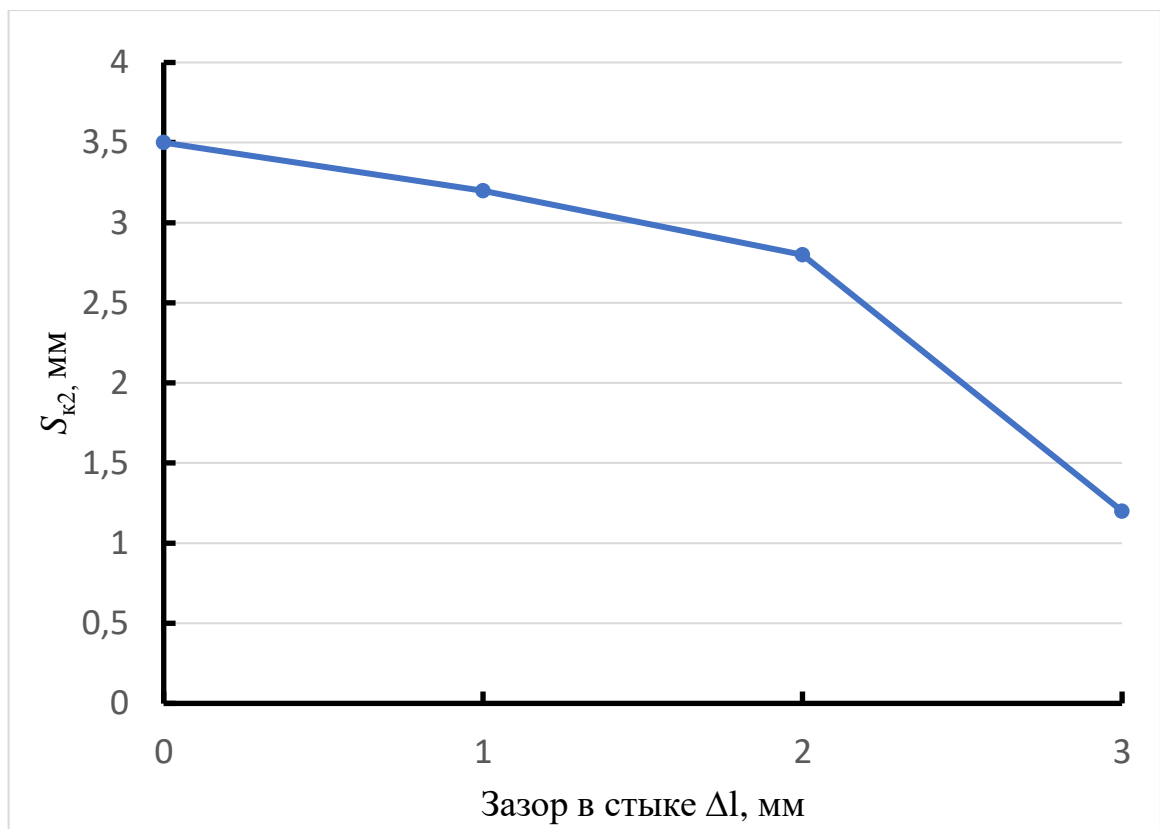


Рисунок 4.8 – Зависимость глубины зоны катодной очистки $S_{к2}$ от величины смещения основной дуги от стыка при плазменной сварке в аргоне без присадочной проволоки

При сварке с присадочной проволокой размер зоны катодной очистки на верхней поверхности кромок ($S_{к1}$) практически не зависит от величины зазора (рисунок 4.9). Глубина зоны ($S_{к2}$) на торцовых поверхностях кромок при сварке без присадочной проволоки в аргоне с увеличением зазора возрастает и остается практически постоянной при сварке в гелии (рисунок 4.10). Большая величина этой зоны при сварке в смеси аргона и гелия, по-видимому, объясняется лучшей проникающей способностью ионов гелия в зазор.

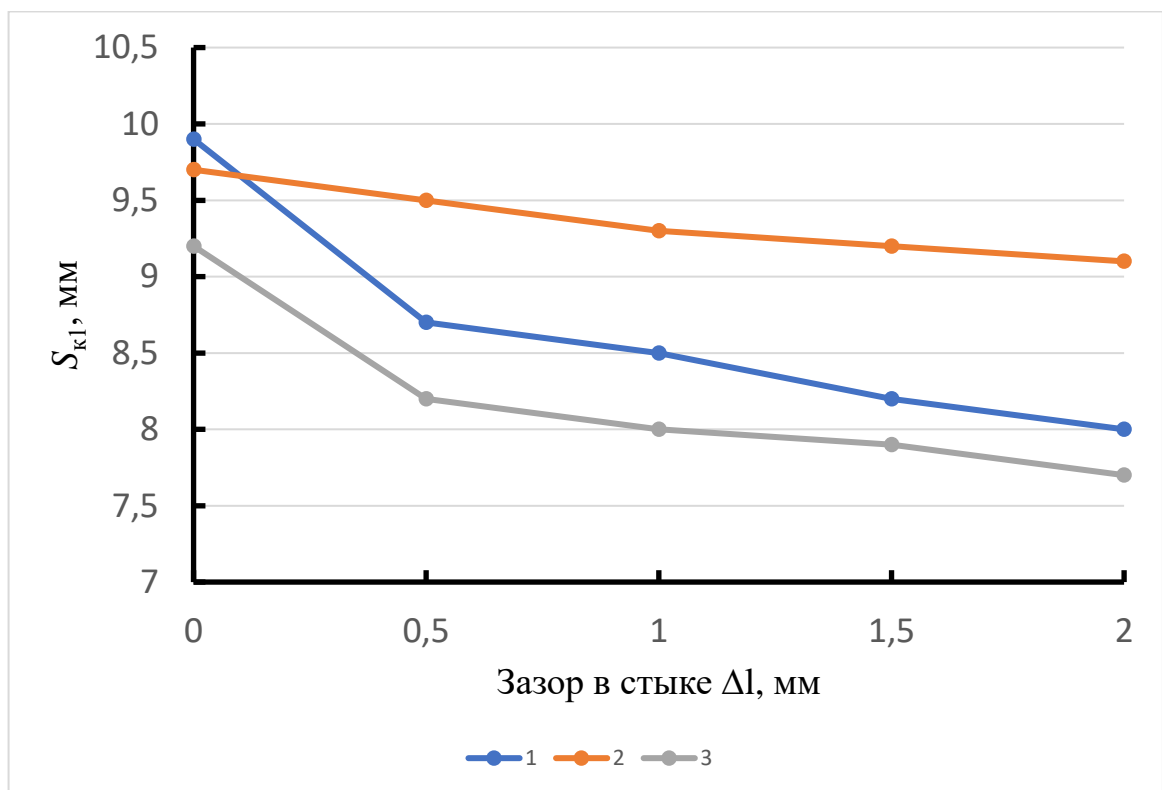


Рисунок 4.9 – Зависимость размеров зон катодной очистки $S_{к1}$ от величины зазора в стыке Δl : 1 – сварка в гелии; 2 – сварка в смеси 50% аргон и 50% гелий; 3 – сварка в аргоне

В случае плазменной сварки в аргоне с применением присадочной проволоки размер зоны $S_{к2}$ при увеличении зазора более 0,5 мм резко уменьшается, а при зазоре между свариваемыми кромками 1 мм и более следы катодной очистки на торцовой поверхности свариваемых кромок отсутствуют. Таким образом, глубина катодного распыления становится меньше глубины

проплавления кромок, а это увеличивает опасность появления оксидных включений и пор в металле шва.

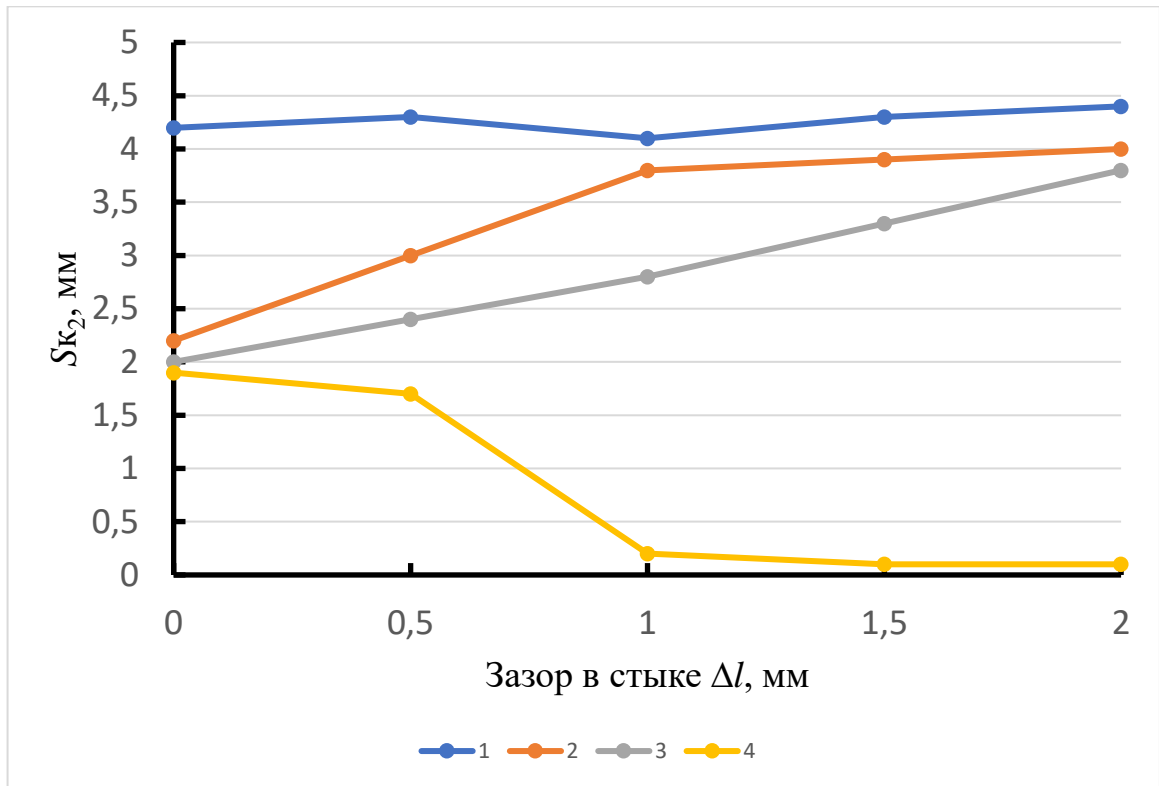


Рисунок 4.10 – Зависимость размеров зон катодной очистки S_{K2} от величины зазора в стыке Δl : 1 – сварка в гелии; 2 – сварка в смеси 50% аргон и 50% гелий; 3 – сварка в аргоне; 4 – сварка в аргоне с присадочной проволокой

Такое изменение характера катодной очистки можно объяснить увеличением глубины передней части сварочной ванны при сварке с присадочной проволокой. Гидростатическое давление при сварке с присадочной проволокой больше, чем без нее. При зазорах в стыке, превышающих 0,5 мм, перед сварочной ванной образуется язычок жидкого металла, который препятствует воздействию основной дуги на торцовые поверхности кромок и проникновению в зазор защитного газа, что вызывает интенсивное окисление нагретых до высоких температур свариваемых кромок. Очевидно, что такое явление имеет место для случая сварки со струйной защитой.

Катодная очистка торцевой поверхности свариваемых кромок имеет место и без наличия зазора в стыке. Оксидные включения в швах алюминиевого сплава 1565ч отсутствуют в том случае, когда механическая зачистка свариваемых кромок производится только по торцевой поверхности. Очевидно, что поверхность свариваемых кромок со стороны воздействия плазменной дуги подвергается столь интенсивному воздействию, что оксидная пленка полностью разрушается.

Полученные экспериментальные результаты позволяют заключить, что:

– Размеры зон катодной очистки свариваемых кромок зависят от силы тока основной дуги и скорости сварки. Величина этих зон при сварке без присадочной проволоки практически во всех случаях превышает размеры сварочной ванны;

– Катодная очистка торцевых поверхностей свариваемых кромок, необходимая для получения бездефектных швов, при сварке с присадочной проволокой обеспечивается только при зазорах в стыке не более 0,5 мм.

На рисунке 4.11 приведен внешний вид области катодного распыления оксидной пленки, полученной плазменной сваркой с полым анодом по целой пластине сплава 1565чМ толщиной 8 мм без зачистки поверхности перед плазменным воздействием.

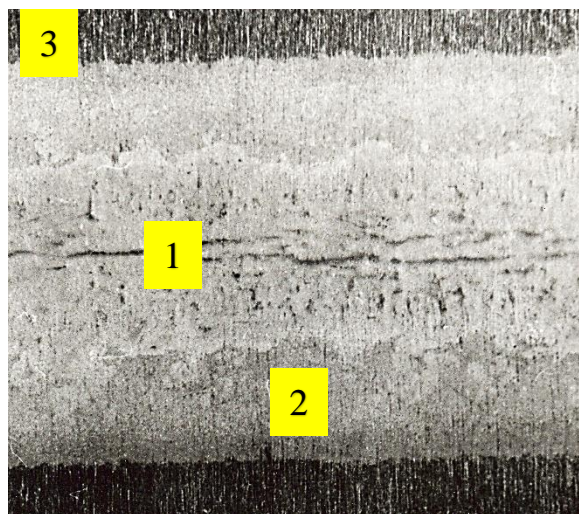


Рисунок 4.11 – Область катодного распыления оксидной пленки на поверхности сплава 1565чМ под действием плазменной дуги

В пределах области катодного распыления оксидной пленки под действием плазменной дуги можно выделить три области. Внутренняя более светлая область (область 1) соответствует области непосредственного воздействия катодного пятна плазменной дуги на оксидную пленку (рисунок 4.11). Далее следует более темная область (область 2), где на оксидную пленку воздействуют периферийные участки плазменной дуги, поток нагретого защитного газа и тепловое поле от нагрева образца плазменной дугой. И наконец, по периферийной части области 2 следует область 3 оксидной пленки на поверхности исследуемого сплава, на которую не оказывалось воздействие плазменной дугой.

На рисунке 4.12 приведен внешний вид поверхности оксидной пленки в области 1 и 2.



а



б

Рисунок 4.12 – Внешний вид оксидной пленки на поверхности образца из сплава 1565чМ в зонах 1 и 2 (рисунок 4.11)

Анализ рисунка 4.12*а* показывает, что оксидная пленка в области 1 достаточно ровная без видимых процессов газовыделения. Будет уместно предположить, что в этой области под действием плазмы прошли процессы разложения гидратированной влаги и выделения образовавшихся газов, и прежде всего, водорода. Пленка в области 2 (рисунок 4.12*б*) бугристая, что говорит от бурном протекании процесса разложения гидратированной влаги и частичном удалении образовавшихся газов.

Используя методику работ [164, 165], была исследована структура оксидной пленки на поверхности свариваемых листов из сплава 1565чМ. По данным исследования оксидная пленка состоит из нескольких последовательно расположенных слоев (рисунок 4.13).

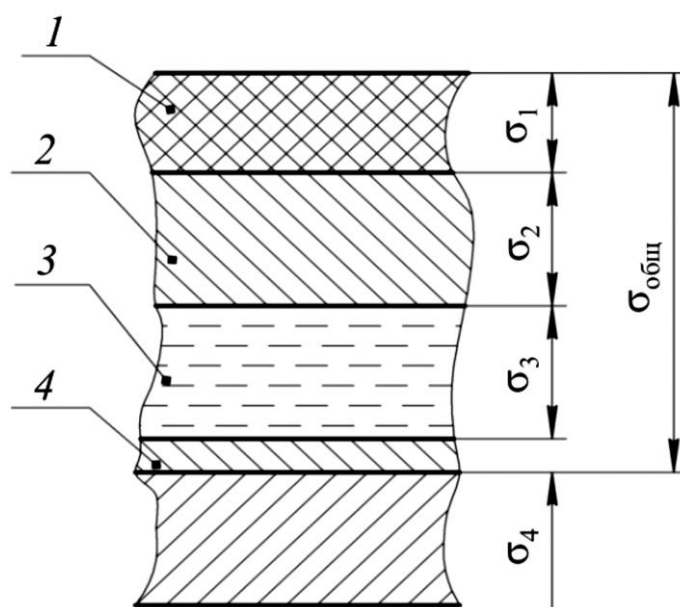


Рисунок 4.13 – Схема строения оксидной пленки на образцах из листов сплава 1565чМ

Внешний слой – сформирован оксидами и гидроксидом магния, обладающие высокой гигроскопичностью и не предотвращающие процесс дальнейшего окисления сплава. Кислород, попадая в глубинные слои металла, вызывает образование шпинели на основе оксидов алюминия и магния. При

этом по мере углубления в металл содержание магния в оксидной пленке падает.

Процесс окисления поверхности листа полностью прекращается при образовании слоя 4 оксида Al_2O_3 , под которым располагается слой сплава с меньшим содержанием легирующих элементов. Суммарная толщина оксидной пленки зависит от температуры нагрева под горячую прокатку и продолжительности выдержки при данной температуре, а также от температуры отжига листов после холодной прокатки.

Большая плотность оксидной пленки затрудняет ее удаление из жидкого металла (утонувшие частицы не могут всплыть на поверхность). Так как алюминий не растворяет свои оксиды, то частицы, утонувшие в расплавленном металле ванны, приводят к формированию хрупких включений, нарушающих однородность металла и снижающих механическую прочность металла шва [166].

В таблице 4.2 приведены ориентировочные толщины оксидных пленок и их фазовый состав, полученных после катодного распыления плазменной дугой (рисунок 4.11).

Таблица 4.2 – Толщина и фазовый состав оксидной пленки листов сплава 1565чМ в различных областях катодного распыления

Параметр	Область 1	Область 2	Область 3
Толщина оксидной пленки, мкм	12–35	48–85	250–400
Фазовый состав оксидной пленки	$Al_2O_3 \cdot MgO$	$MgO + Mg(OH)_2 + Al_2O_3 \cdot MgO$	$MgO + Mg(OH)_2 + Al_2O_3 \cdot MgO$

Из полученных результатов следует, что в области 2 катодного распыления оксидной пленки наблюдается снижение ее толщины по сравнению с областью 3, а также частичное разложение гидратированного оксида магния.

В области 1 полосы катодного распыления практически присутствуют полностью обезвоженные оксидные слои $Al_2O_3 + MgO$ при суммарной толщине 12–35 мкм.

4.3. Изменение структуры оксидной пленки на сплаве 1565ч под влиянием поверхностной лазерной очистки

Схема процесса лазерной очистки поверхности алюминиевого сплава 1565чМ перед сваркой приведена на рисунке 4.14.

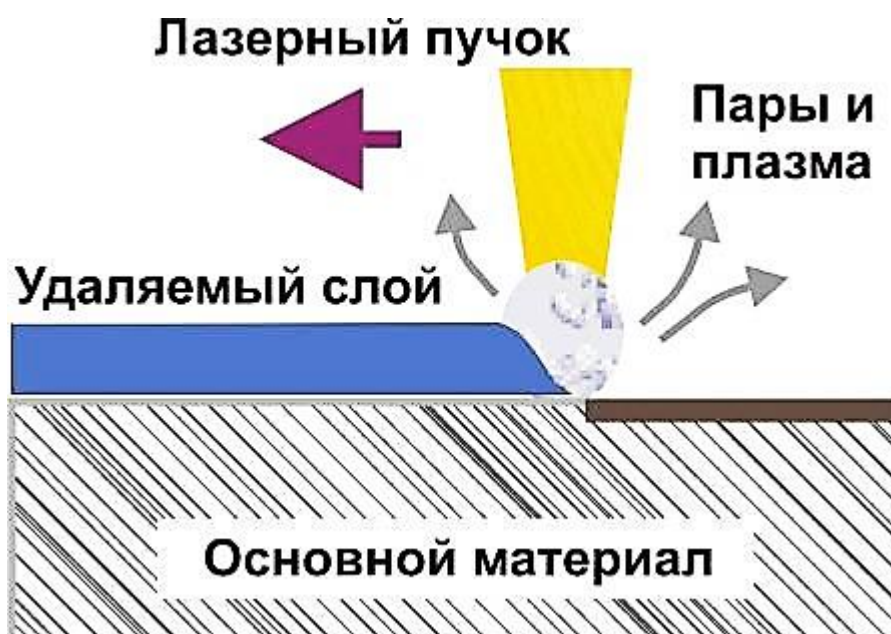


Рисунок 4.14 – Принципиальная схема процесса лазерной очистки поверхности алюминиевых сплавов перед сваркой

Импульсы света, передаваемые лазером, поглощаются внешним слоем обрабатываемой поверхности. Мощная поглощенная энергия создает плазму (ионизированный несбалансированный газ), сильно сжатую, она разжимается, создавая ударную волну. Эта ударная волна расщепляет и удаляет тонкие частицы слоя загрязняющего вещества, которые подхватываются системой всасывания. Световой импульс достаточно короток для того, чтобы избежать

возникновения термических явлений, которые могли бы повредить поверхность.

Для эффективной работы интенсивность энергии должна быть приспособлена и отрегулирована на уровне между двумя порогами:

- порог очистки, при котором в загрязняющем слое создается плазма;
- порог ущерба, при котором плазма начинает ухудшать субстрат.

Каждый импульс лазера удаляет некоторый слой загрязняющего вещества. Если слой толстый, для идеальной очистки основы потребуются несколько импульсов. Очень важный эффект, получаемый при сочетании двух порогов – самоограничение очистки: световые импульсы, плотность энергии которых превосходит первый порог, будут удалять загрязнение до основы. В этом месте, плотность их энергии ниже порога ущерба основы. Никакое взаимодействие в данном случае невозможно.

Эта способность дозировки (определяемая предварительными испытаниями) делает из метода лазерной обработки, спектрально избирательную технологию, которая позволяет на одной и той же поверхности воздействовать на определенные вещества сильнее, чем на другие.

Для осуществления лазерной очистки необходимо сочетать высокую эффективность очистки (для чего требуются короткие – наносекундные или пикосекундные импульсы) с достаточной деликатностью воздействия, чтобы избежать повреждения поверхности металла (необходима большая длительность импульса и умеренные значения интенсивности). Чтобы удовлетворить эти противоречивые требования, необходим точный выбор параметров лазерного излучения и применение специальных подходов и методов для каждого конкретного случая.

В работе были выполнены эксперименты, подтверждающие эффективность предложенной технологии. Для выполнения экспериментов использовали установку LightCLEAN при следующих параметрах лазерного излучения: выходная мощность лазера 750–800 Вт; ширина зоны обработки – 40 мм; фокусное расстояние – 100 мм.

На рисунке 4.15 приведен внешний вид поверхности листа сплава 1565чМ до и после лазерной очистки.



Рисунок 4.15 – Поверхность листа сплава 1565чМ в исходном состоянии (а) и после лазерной очистки (б)

Из рисунка 4.15 видно, что после лазерной очистки наблюдается существенное изменение цвета поверхности листа сплава 1565чМ с темно-серого (для исходного состояния) до светлого матово-серебристого после лазерной очистки.

Результаты анализа структуры оксидной пленки на поверхности листа сплава 1565чМ после лазерной очистки приведены в таблице 4.3.

Таблица 4.3 – Толщина и фазовый состав оксидной пленки листов сплава 1565чМ до и после лазерной очистки

Параметр	Исходное состояние	После лазерной очистки
Толщина оксидной пленки, мкм	345–415	10–26
Фазовый состав оксидной пленки	MgO + Mg(OH) ₂ + Al ₂ O ₃ • MgO	Al ₂ O ₃ + MgO

Можно отметить, что лазерная очистка поверхности листов сплава 1565чМ способствует уменьшению толщины оксидной пленки и устранению

в ее структуре гидратированной влаги. В комплексе это должно привести к предотвращению образования пористости в металле шва.

Для оценки влияния способа очистки поверхности перед сваркой на пористость металла швов сплава 1565чМ были сварены плазменной сваркой образцы толщиной 6 мм после следующих методов очистки поверхности:

- механическая зачистка свариваемых кромок вращающейся металлической щеткой;

- химическое травление кромок в щелочи NaOH с последующим осветлением в 30%-ном растворе азотной кислоты и механической зачисткой торцевых поверхностей кромок вращающейся металлической щеткой;

- лазерная очистка торцевой поверхности свариваемых кромок и примыкающих к ним поверхностей на расстоянии 15–20 мм от стыка.

На рисунке 4.16 приведен внешний вид шва, полученного плазменной сваркой с полым анодом, на листах сплава 1565чМ с предварительной подготовкой свариваемых поверхностей кромок лазерной очисткой.



Рисунок 4.16 – Внешний вид сварного шва листа сплава 1565чМ, выполненного плазменной сваркой с полым анодом с предварительной лазерной очисткой свариваемых кромок

Определение плотности и пористости сварных швов производился гидростатическим методом, регламентированным ГОСТ 5180–84. Взвешивание производили на аналитических весах OHAUS AR-2140 с погрешностью измерений $\pm 0,0001$ г.

Истинная плотность может быть рассчитана, например, исходя из строения кристаллических тел, а фактическая плотность измерена. Сравнивая значения теоретической ρ_T и фактической ρ плотности твёрдого тела, можно определить его пористость, пренебрегая малым вкладом других дефектов [167, 168]:

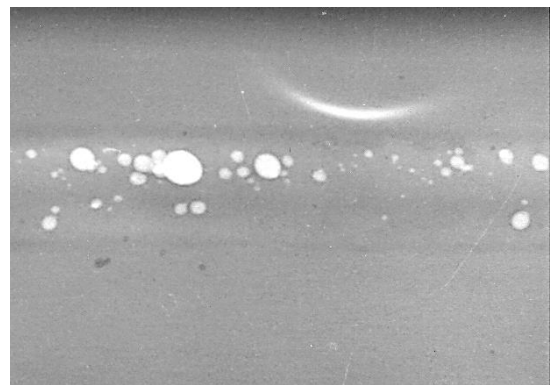
$$\Pi = \frac{\rho_T - \rho}{\rho_T} \cdot 100\% \quad (4.1)$$

Помимо гидростатического взвешивания для определения пористости применяли метод компьютерной рентгеновской томографии.

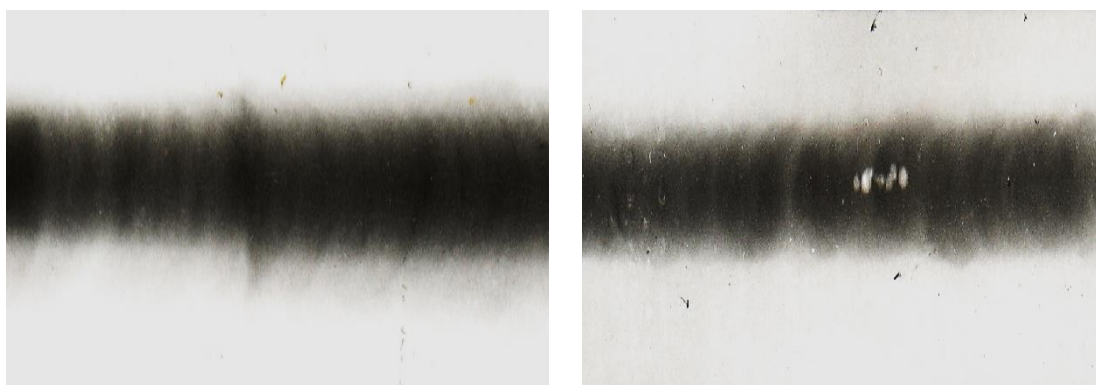
На первом этапе исследований было изучено влияние технологии подготовки поверхности свариваемых пластин из сплава 1565чМ на образование пор в швах при плазменной сварке полым анодом. Для этого исключали влияние торцевой поверхности кромок за счет сварки по целой пластине. Результаты рентгенографического контроля сварных соединений приведены на рисунке 4.17.



а



б



в

г

Рисунок 4.17 – Рентгеновские снимки швов сплава 1565чМ, выполненные плазменной сваркой с присадочной проволокой Св1575: *а* – без подготовки поверхности; *б* – механическая зачистка щеткой; *в* – травление в щелочи NaOH с осветлением в 30%-ном растворе HNO₃; *г* – лазерная очистка поверхности

Из рисунка 4.17а видно, что при лазерной сварке листов сплава 1565чМ без зачистки поверхности в металле шва формируется развитая пористость с наличием крупных пор диаметром в интервале 0,3–0,9 мм. Применение механической зачистки металлической щеткой привело к некоторому снижению пористости, особенно пор крупного диаметра (рисунок 4.17б).

В случае травления пластин в щелочи NaOH с последующим осветлением в 30%-ном растворе азотной кислоты пористость в металле шва практически была полностью устранена, кроме отдельных пор диаметром 0,05–0,1 мм (рисунок 4.17в). При лазерной очистке поверхности свариваемых листов в металле шва можно отметить отдельные участки с порами диаметром 0,15–0,22 мм в количестве 3–5 штук на 100 мм шва (рисунок 4.17г).

Для более точной оценки влияния технологии подготовки поверхности листов сплава 1565чМ под сварку из сварных швов вырезали образцы длиной 10 мм вдоль шва и шириной порядка 5 мм, т.е. по 1 мм отступя в сторону основного металла от границы сварного шва. Ширина шва при сварке листов толщиной 6 мм из сплава 1565чМ плазменной сваркой без присадочной проволоки составила 7,6–8,4 мм. Затем образцы были подвергнуты гидростатическому взвешиванию. Результаты исследования по оценке

влияния способа подготовки поверхности на пористость сварного шва сплава 1565чМ приведены в таблице 4.4.

Таблица 4.4 – Пористость швов сплава 1565чМ при плазменной сварке в зависимости от способа подготовки поверхности перед сваркой

Способ подготовки поверхности	Количество пор диаметром 0,1–0,2 на 100 мм шва	Количество пор диаметром 0,2–0,5 на 100 мм шва	Общее количество пор на 100 мм шва	Средний диаметр пор, мм
Без подготовки	82	90	172	0,25
Зачистка металлической щеткой	70	27	97	0,21
Химическое травление в щелочи с осветлением в 30%-ном растворе азотной кислоты	35	16	51	0,11
Лазерная очистка поверхности	20	26	46	0,15

Из таблицы 4.4 видно, что применение лазерной зачистки поверхности позволяет снизить количество и средний диаметр пор по сравнению с зачисткой механической щеткой примерно в 2 раза. По этому показателю лазерная зачистка поверхности листов сплава 1565чМ практически равноценна химическому травлению.

Результаты гидростатического взвешивания приведены на рисунке 4.18. Из приведенного рисунка видно, что применение лазерной очистки поверхности сплава 1565чМ позволяет практически полностью исключить пористость в металле шва при плазменной сварке. Полученные результаты гидростатического взвешивания также подтверждаются результатами оптической микроскопии сварных швов (рисунок 4.19).

Можно отметить, что для снижения суммарного объема пор в металле шва рационально применение лазерной очистки поверхности свариваемых кромок сплава 1565чМ перед плазменной сваркой.

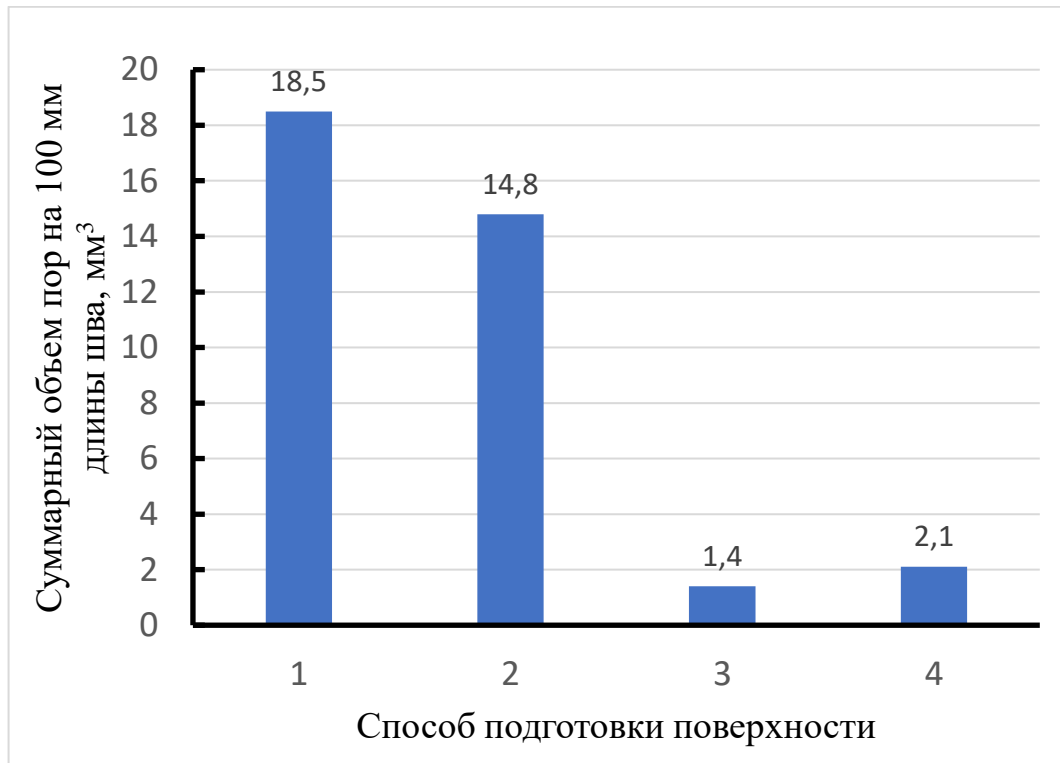
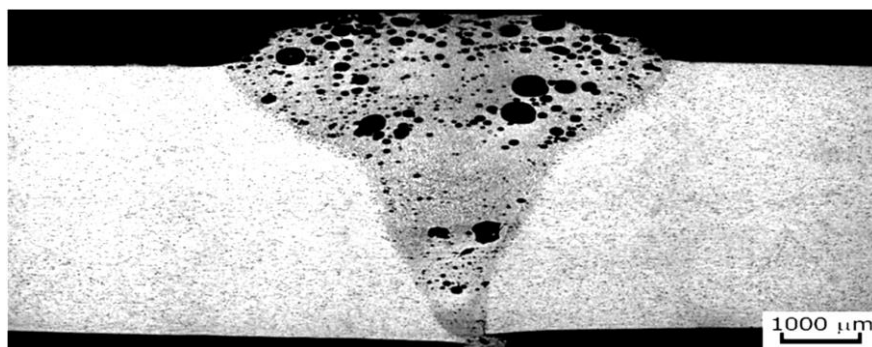
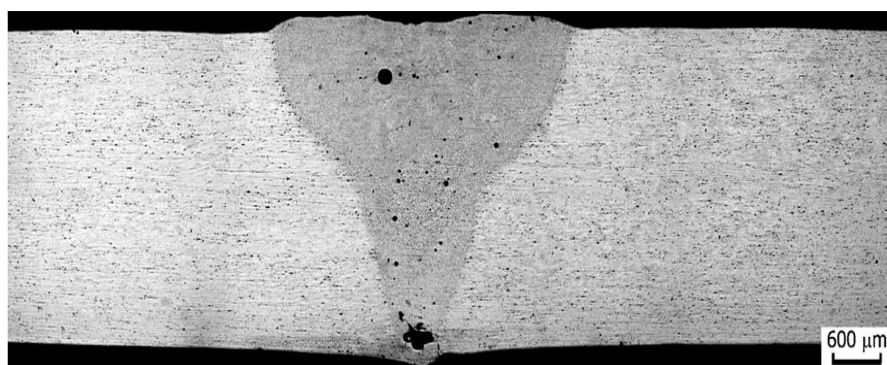


Рисунок 4.18 – Влияние способа подготовки поверхности пластин сплава 1565чМ под сварку на пористость сварных швов; 1 – без подготовки; 2 – механическая зачистка щеткой; 3 – травление в щелочи NaOH с осветлением в 30%-ном растворе HNO₃; 4 – лазерная очистка поверхности



а



б

Рисунок 4.19 – Макроструктура сварных соединений листов сплава 1565чМ, выполненных плазменной сваркой с присадочной проволокой Св1575: а – без подготовки поверхности листов; б – лазерная очистка поверхности

4.4. Дополнительные технологические меры снижения пористости швов листов сплава 1565чМ при плазменной сварке полым анодом

Импульсное питание дежурной дуги. Исследования выполнялись на заготовках из алюминиевых сплавов 1565чМ, 1151Т, В-1341Т1 и В-1469 толщиной 7 мм размером 300×100 мм. Механические свойства заготовок приведены в таблице 4.5.

Таблица 4.5 – Механические свойства исследуемых сплавов

Марка сплава	Система легирования	Термическая обработка	Предел прочности σ_B , МПа	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %	Ударная вязкость KCU , кДж/м ²
1565чМ	Al-Mg	Отжиг	362	187	17,2	165
1151Т	Al-Cu-Mg	Закалка + естественное старение	463	337	13,8	120
В-1341Т1	Al-Mg-Si	Закалка + искусственное старение	335	305	17,5	135
В-1469Т1	Al-Cu-Li	Закалка + искусственное старение	550	450	8	85

Заготовки сплавов 1565чМ, В-1341Т1 и 1151Т перед сваркой подвергались травлению в щелочи с осветлением в 30%-ном растворе азотной кислоты. Непосредственно за 1...2 ч до сварки торцевая поверхность свариваемых кромок и прилежащие к ним поверхности заготовок на расстоянии 15 мм от стыка были зашабрены до металлического блеска.

Заготовки сплава В-1469Т1 были подвергнуты химическому травлению с контролируемым съемом толщины удаляемого слоя материала толщиной 0,06...0,08 мм с каждой стороны листа. После этого заготовки данного сплава обрабатывались аналогично заготовкам из других исследуемых сплавов.

При сварке стыковых соединений применялась присадочная проволока диаметром 2,5 мм, подвергнутая операции скальпирования (гарантированный съем дефектного слоя путем пропускания через алмазную фильеру). Для сварки сплава 1565чМ использовали проволоку марки Св1575, сплава 1151Т – проволоку Св1177, сплава В-1341Т1 – проволоку СвАК5 и сплава В-1469Т1 – проволоку Св1217.

Автоматическая плазменная сварка образцов стыковых соединений осуществлялась на следующих режимах: ток основной дуги $I_{св}$ составляет 60...115 А; дежурной дуги $I_{д}$ – изменяется в пределах от 30 до 180 А в зависимости от толщины свариваемых заготовок; напряжение дуги – 18...28 В; скорость сварки – 12...18 м/ч; скорость подачи присадочной проволоки – 24...28 м/ч. В качестве плазмообразующего газа применяли аргон, защитного – гелий. Питание основной и дежурной дуг осуществлялось от двух источников марки ВСВУ-400.

Помимо питания дежурной дуги постоянным током применяли ее импульсное питание. Величину тока импульса задавали в пределах 350...800 А при длительности импульса тока 0,08...0,15 с.

Особенностью дуговой сварки алюминиевых сплавов является необходимость разрушения поверхностной тугоплавкой оксидной пленки. Для эффективного ее разрушения плазменно-дуговую сварку необходимо

выполнять на постоянном токе при обратной полярности или на разнополярном токе [169].

Как и в случае со сваркой неплавящимся электродом свободно-расширяющейся дугой, первые опыты плазменно-дуговой сварки алюминиевых сплавов проводили с использованием переменного синусоидального тока частотой 50 Гц. Для обеспечения горения сжатой дуги к обычной установке для сварки алюминия неплавящимся электродом добавляли блок дежурной дуги, которая горела между электродом и плазмообразующим соплом, ионизируя промежуток между электродом и изделием. При использовании переменного синусоидального тока разрушение оксидной пленки происходит в полупериод обратной полярности, когда на электроде плюс. При этом до 70 % тепла дуги выделяется на электроде. Способ плазменно-дуговой сварки на переменном синусоидальном токе применялся в судостроении. В дальнейшем этот способ сварки не получил широкого распространения. В литературе отсутствует информация о серийных установках плазменно-дуговой сварки на переменном синусоидальном токе.

Впервые плазменно-дуговую сварку на обратной полярности для соединения листов алюминиевого сплава толщиной 6,35 мм применили сотрудники корпорации «Thermal Dynamics Corp» [170].

Наилучшее катодное разрушение пленки (катодная очистка) при сварке неплавящимся электродом достигается при обратной полярности. В качестве анода выступает электродный узел плазмотрона, а катодом служит само изделие. Плазменно-дуговую сварку на постоянном токе при обратной полярности легче реализовать по сравнению со сваркой переменным синусоидальным током.

Так, например, можно использовать в качестве источника питания сжатой дуги обычные сварочные выпрямители. Тем не менее этому способу плазменно-дуговой сварки присущ существенный недостаток – при сварке на обратной полярности на электродном узле плазмотрона выделяется

значительное количество тепла, что приводит к преждевременному разрушению электрода.

Для повышения ресурса работы электродного узла осуществляют его интенсивное охлаждение, используют вольфрамовые прутки большого (8...10 мм) диаметра или специальные медные электроды со вставками из тугоплавких материалов (вольфрам, гафний). Для продления срока службы детали плазмотрона делают массивными, что увеличивает его габариты.

Стабильность горения сжатой дуги постоянного тока при обратной полярности зависит от степени подготовки поверхности деталей под сварку. Наличие не удалённых оксидных плен на поверхности свариваемых изделий может вызвать блуждание пятна нагрева из-за различной эмиссионной способности оксидной пленки и очищенного основного металла [171, 172]. На малых токах это блуждание усиливается. Способ широко применялся для изготовления изделий криогенного назначения из алюминиевых сплавов [173].

Чтобы уменьшить вредное воздействие тепла, выделяемого на электроде при прохождении тока в полупериод обратной полярности, и сохранить достаточную катодную очистку шва был предложен оригинальный способ подачи напряжения на плазмотрон [174, 175]. В полупериод прямой полярности дуга горела между вольфрамовым электродом и изделием, а в полупериод обратной полярности дуга возбуждалась между изделием и медным плазмообразующим соплом.

Благодаря такой схеме подачи энергии на плазмотрон достигалось хорошее проплавление, повышалась стойкость вольфрамового электрода, а дуга, горящая в полупериод обратной полярности, обеспечивала эффективное разрушение оксидных плен. Однако это оборудование для плазменно-дуговой сварки алюминиевых сплавов не было реализовано в серийном производстве.

Более широкие возможности для управления формой зоны проплавления и оказания механического воздействия на расплавленный металл сварочной ванны имеет плазменная сварка с полым анодом с импульсным питанием дежурной дуги.

Применение импульсно-дуговой сварки при выполнении сварных соединений алюминиевых сплавов позволяет, как известно, повысить качество их соединения и, в частности, приводит к разрушению оксидных пленок, снижению пористости сварного шва.

Рекомендации относительно параметров процесса импульсно-дуговой сварки неплавящимся электродом в среде инертных газов алюминиевых сплавов, в частности сплава 1565чМ, неоднозначны. При этом используют импульсы сварочного тока различной амплитуды и формы при низкой, средней и высокой частоте. Положительное влияние импульсов объясняют главным образом динамическим воздействием дуги на сварочную ванну, вызывающим ее колебания и перемешивание [176].

Эффективность импульсного воздействия плазменной дуги оценивали по двум показателям: разрушению оксидной пленки [177] и уменьшению количества пор в металле шва. Импульсы тока дежурной дуги создавали с помощью тиристорных модуляторов.

Силовое воздействие импульсной плазменной дуги на металл сварочной ванны определяли по схеме приведенной на рисунке 4.20. Схема состоит из пьезоэлектрического датчика давления, кварцевых пластин, которое через шток жестко соединены с угольным электродом, усилителя с высоким входным сопротивлением и осциллографа. При подаче импульса сварочного тока в малоамперный дуговой разряд измеряемая сила давления дуги через угольный электрод 4 и шток 6 воздействует на параллельно соединенные кварцевые пластины.

Возникающий при этом электрический сигнал снимается при помощи кабеля 12, усиливается и регистрируется осциллографом. Применение пьезокварцевого датчика для измерения силы давления дуги в переходных процессах обосновано его высокой точностью воспроизведения характера изменения силы, обеспечением минимальной погрешности в широком температурном диапазоне (вплоть до 723 К), а также его возможностями фиксировать усилия с малым временем нарастания [178].

На рисунке 4.21 представлены кривые показания датчика при различной крутизне фронта нарастания тока дуги. Чем больше крутизна фронта нарастания, тем круче фронт нарастания силы давления дуги и выше пик показаний датчика. Максимум показаний датчика приходит на момент достижения тока дуги 510 А. Далее сила давления дуги падает по закону, близкому к экспоненциальному, до значения силы давления дуги, соответствующему току дуги 170 А в установившемся режиме.

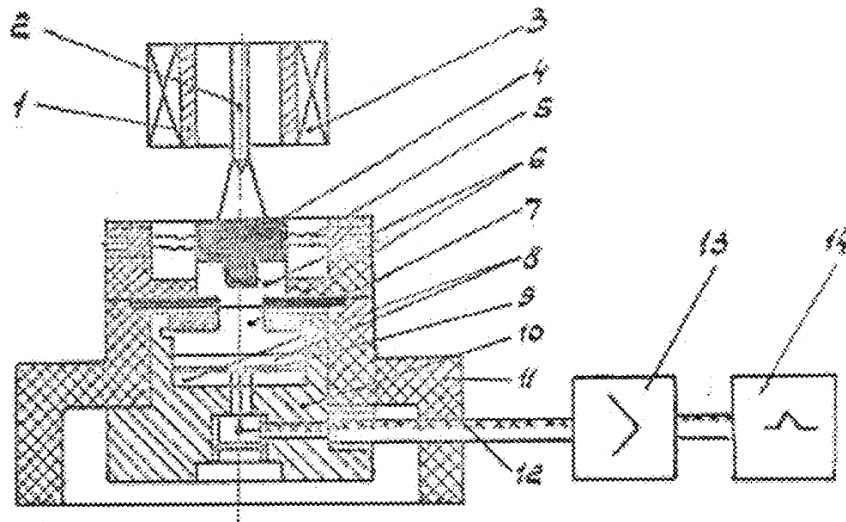


Рисунок 4.20 – Схема измерения силового воздействия импульсной дуги: 1 – сопло сварочной горелки; 2 – вольфрамовый электрод; 3 – соленоид; 4 – угольный электрод; 5 – гибкий токоподвод; 6 – шток; 7 – прокладка уплотнительная; 8 – кварцевые пластины; 9 – средняя обкладка (латунная фольга); 10 – экран; 11 – изолятор; 12 – экранированный кабель; 13 – усилитель; 14 – осциллограф

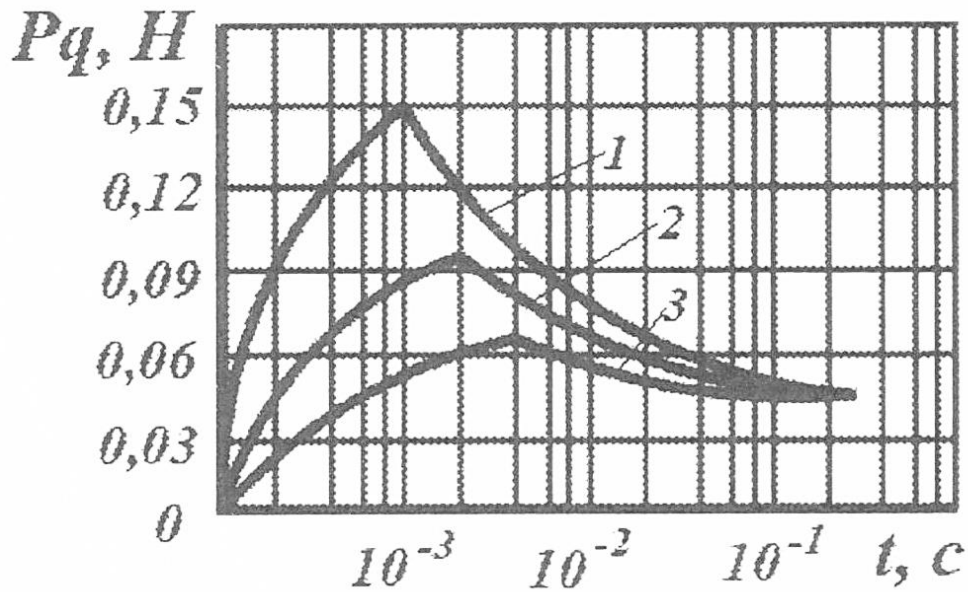


Рисунок 4.21 – Зависимость силы давления плазменной дуги от времени при различных значениях крутизны нарастания тока импульса:
 1 – $2,7 \cdot 10^5 \text{ Ас}^{-1}$; 2 – $1,3 \cdot 10^5 \text{ Ас}^{-1}$; 3 – $0,7 \cdot 10^5 \text{ Ас}^{-1}$;

Проведенный анализ процессов [179], проходящих при импульсном разряде, показал, что вследствие большого начального давления в столбе дуги имеет место сужение плазменного жгута с одновременным ускорением потоков плазмы вдоль электродов под действием магнитного давления. Поэтому наиболее вероятной причиной значительного повышения силы дуги в начальный период развития импульсно-дугового разряда по сравнению со стационарным разрядом является отставание скорости увеличения площади активных пятен от скорости нарастания тока импульса. Через некоторое время, зависящее от теплофизических свойств материала электродов, активные пятна достигают необходимых размеров, столб дуги принимает обычную конусообразную форму, в результате чего происходит падение давления.

Для оценки силового воздействия плазменной дуги с различной крутизной нарастания тока импульса на пористость, наличие и протяженность оксидных пленок в сварных швах были сварены плоские образцы толщиной 7 мм на под площадке из нержавеющей стали с проплавно-изолирующей

канавкой овальной формы глубиной 1,2 мм. Результаты проведенных экспериментов приведены, соответственно на рисунках 4.22 и 4.23.

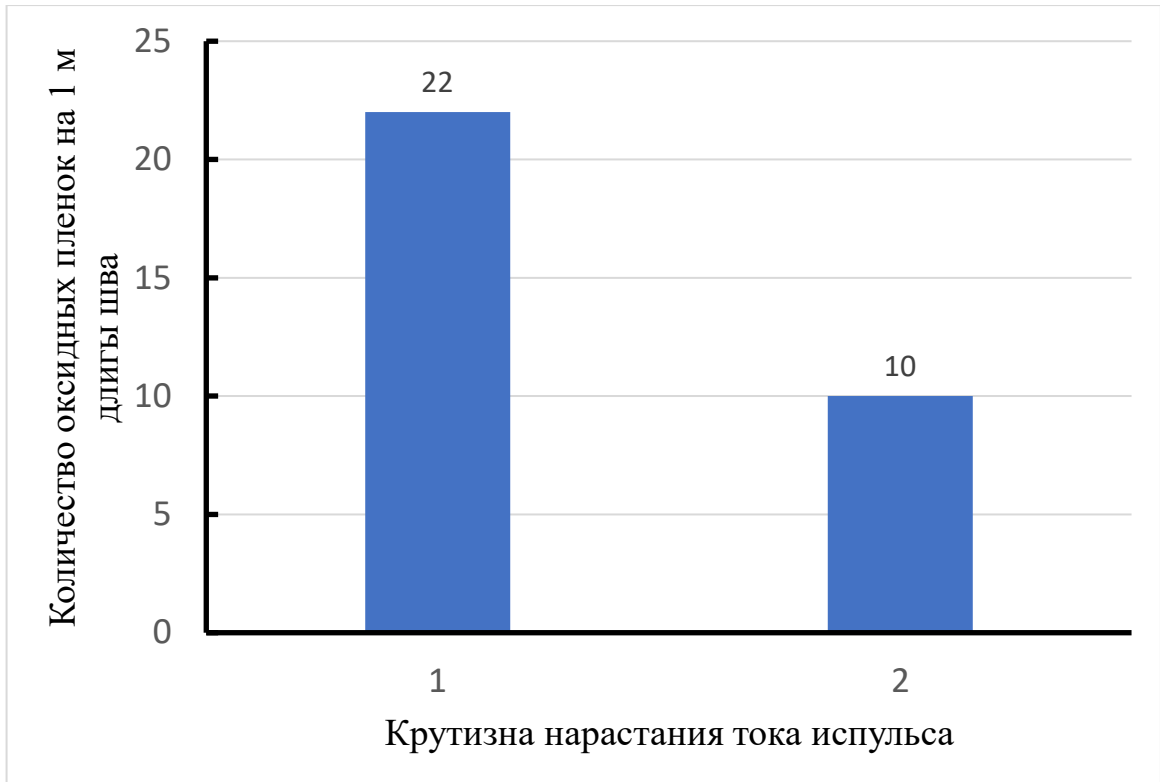
Как видно из приведенных зависимостей процессы дегазации металла шва в значительной степени зависят от нарастания значений тока импульса. При токе импульса 510 А средний объем пустот с увеличением крутизны нарастания ток импульса с $0,5 \cdot 10^5 \text{ Ас}^{-1}$ до $2,5 \cdot 10^5 \text{ Ас}^{-1}$ уменьшается с 0,37 до 0,12 %, что близко к их содержанию в основном металле.

Можно предположить, что более интенсивное перемешивание сварочной ванны с увеличением крутизны тока импульса способствует раздроблению и выносу окисных пленок на поверхность, где они разрушаются катодным распылением.

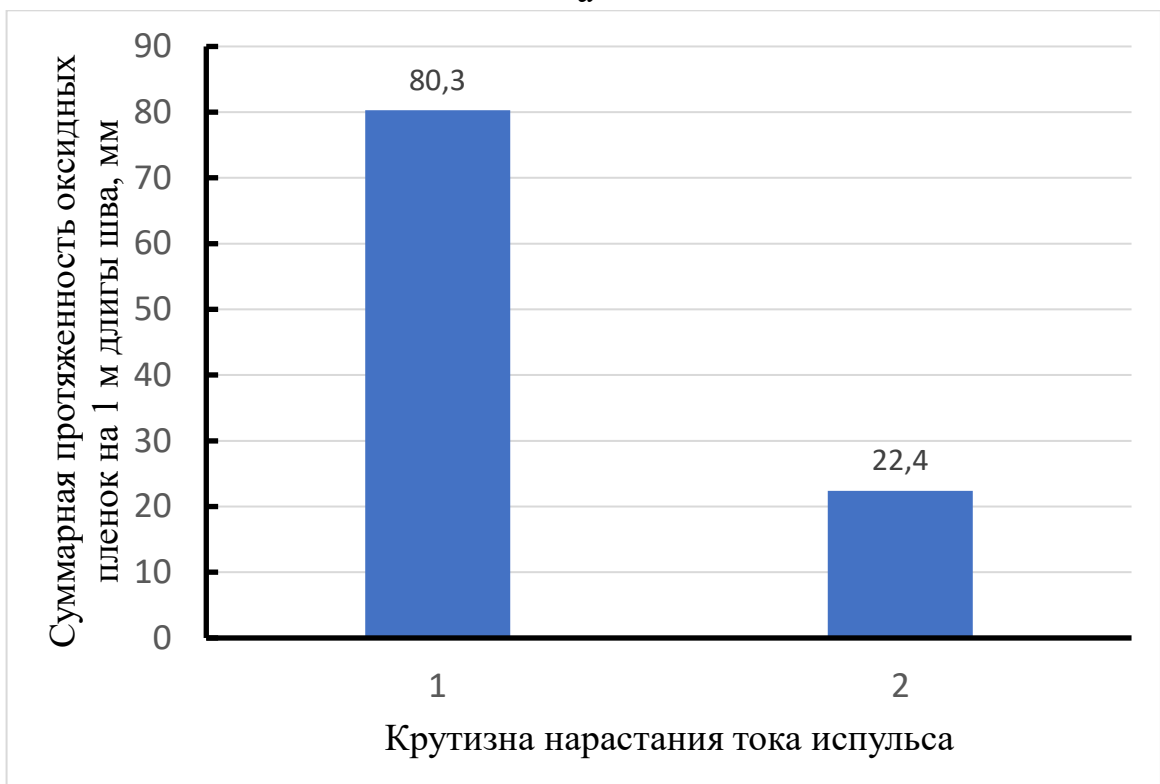
Об этом свидетельствуют результаты замеров количества и протяженности (на 1 м шва) окисных пленок, обнаруженных в металле сварных швов (рисунок 4.23).



Рисунок 4.22 – Зависимость среднего объема пустот в металле шва от крутизны нарастания импульса тока



а



б

Рисунок 4.23 – Влияние крутизны нарастания тока импульса на количество (а) и протяженность (б) оксидных пленок в шве

Сокращение количества и протяженности окисных включений и пористости в сварных швах сплава 1565чМ в результате увеличения силового

воздействия импульсной дуги на сварочную ванну привело к повышению прочности сварных соединений. Среднее значение предела прочности соединений увеличилось с 281 до 305 МПа, разброс значений прочности при этом сократился с 91 до 49 МПа.

Изменении силы давления импульсной плазменной дуги имеет место явно выраженный максимум, величина которого тем выше, чем выше величина перепада токов и скорость изменения тока плазменной дуги.

Появление пика в изменении силы давления плазменной дуги следует отнести к разной тепловой инерции в столбе дуги и при электродных областях дуги.

При сварке сплава 1565чМ плазменной дугой в аргоне увеличение силового воздействия импульсной плазменной дуги на ванну способствует снижению пористости, количества и протяженности окисных включений в металле шва и, как следствие, повышению прочности сварных соединений.

Импульсное изменение состава плазмообразующего газа. Характерной особенностью данного процесса плазменной сварки является пульсация напряжения основной дуги при постоянной силе тока. Поэтому для данного процесса подачи плазмообразующего газа установлены частота пульсации f , соотношение продолжительности фаз повышенной t_B и пониженной t_H подачи газа [180].

На рисунке 4.24 показано изменение напряжения плазменной струи при импульсной подаче плазмообразующего газа аргона. Для сварки исследуемых образцов были применены следующие режимы сварки: ток основной дуги 60...115 А; частота подачи плазмообразующих газов $f = 1$ Гц; $t_B : t_H = 1:1$; расход плазмообразующего газа $\Delta G = 2...4$ л/мин; диаметр канала в плазмообразующем сопле 3 мм.

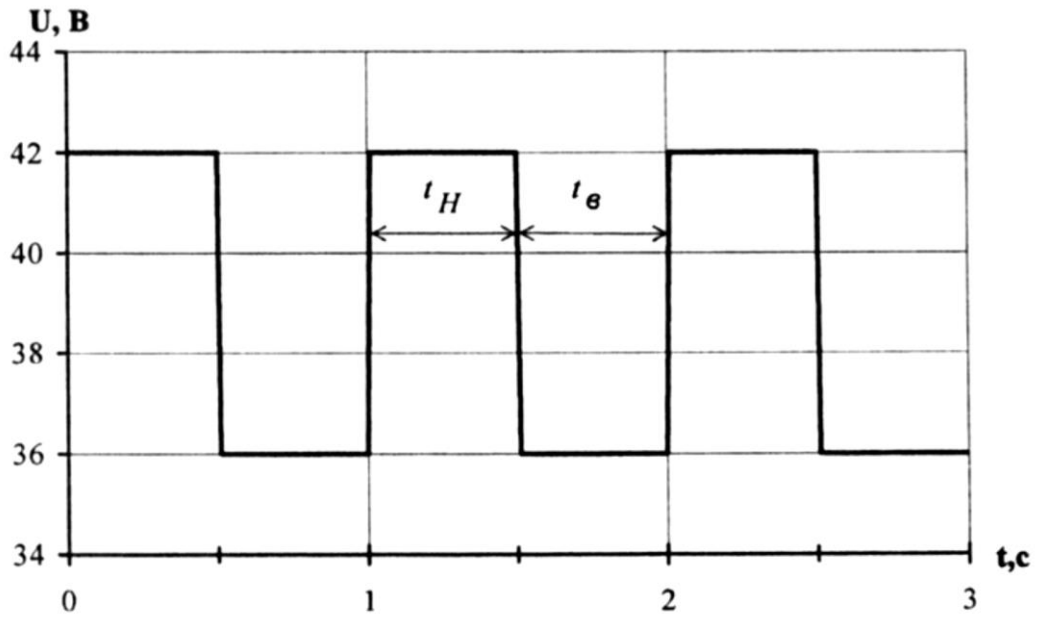


Рисунок 4.24. Изменение напряжения плазменной струи дежурной дуги при импульсной подаче плазмообразующих газов

Сравнение вольт-амперной характеристики плазменной дуги при сварке, как в различных газах, так и с импульсной их подачей показало, что при сварке с импульсной подачей газов напряжение на дуге выше, чем при сварке в аргоне, но ниже, чем при сварке в гелии (рисунок 4.25).

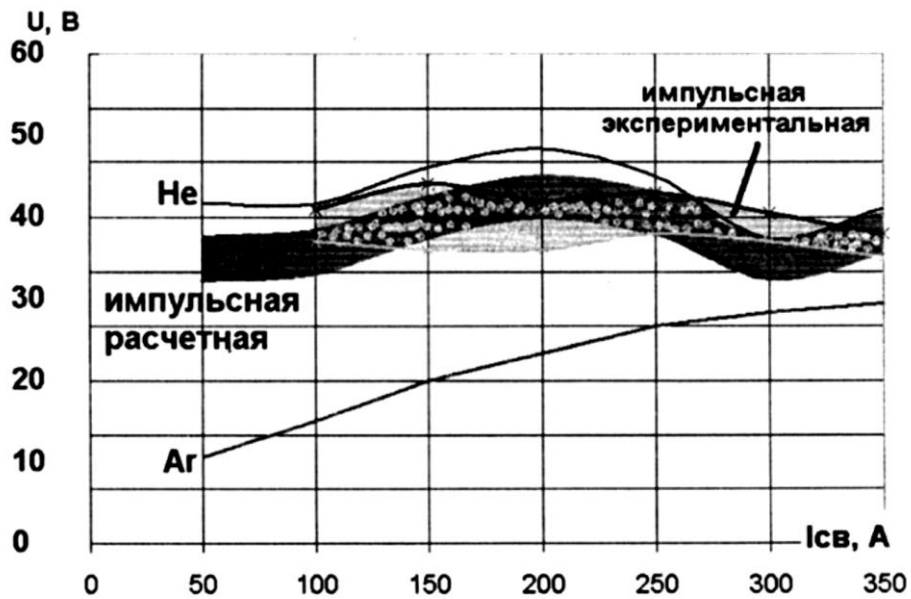


Рисунок 4.25 – Вольт-амперная характеристика плазменной дуги при непрерывной подаче плазмообразующего газа (аргон, гелий) и импульсной попеременной подаче указанных газов

В этом случае при импульсном изменении плазмообразующего газа с аргона на гелий происходит скачкообразное изменение длины дуги. Изменяется силовое воздействие плазменной дуги на расплав сварочной ванны и, как результат, периодически меняется глубина проплавления. Установлено, что импульсное изменение состава плазмообразующего газа способствует снижению количества пор в металле шва.

Анализ макроструктуры соединений показывает, что импульсная попеременная подача плазмообразующих газов способствует увеличению ширины участка шва с параллельными стенками и ширины проплава. При этом при сварке без формирующей подкладки несколько возрастает величина выпуклости шва со стороны проплава (рисунок 4.26). Такое формирование профиля сварного шва в поперечном сечении является следствием изменения напряжения на дежурной дуге (см. рисунок 4.24) и, как следствие, оно должно способствовать снижению остаточных деформаций сварных заготовок и вытеснению оксидных пленок в проплав.

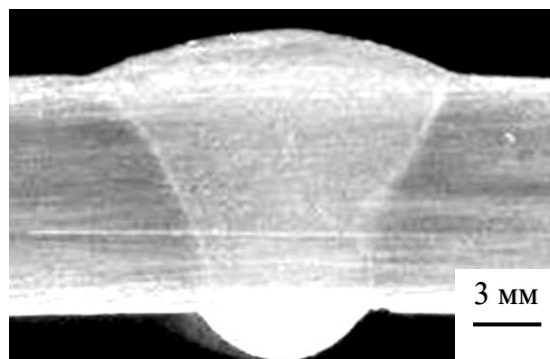


Рисунок 4.26 – Макроструктура сварных соединений листов сплава 1565чМ, выполненных плазменной сваркой с полым анодом с импульсной попеременной подачей плазмообразующих газов: аргон и гелий, ($\times 5$)

Количественно изменение размеров сварного шва листов сплава 1565чМ при различных вариантах плазменной сварки приведено на рисунке 4.27.

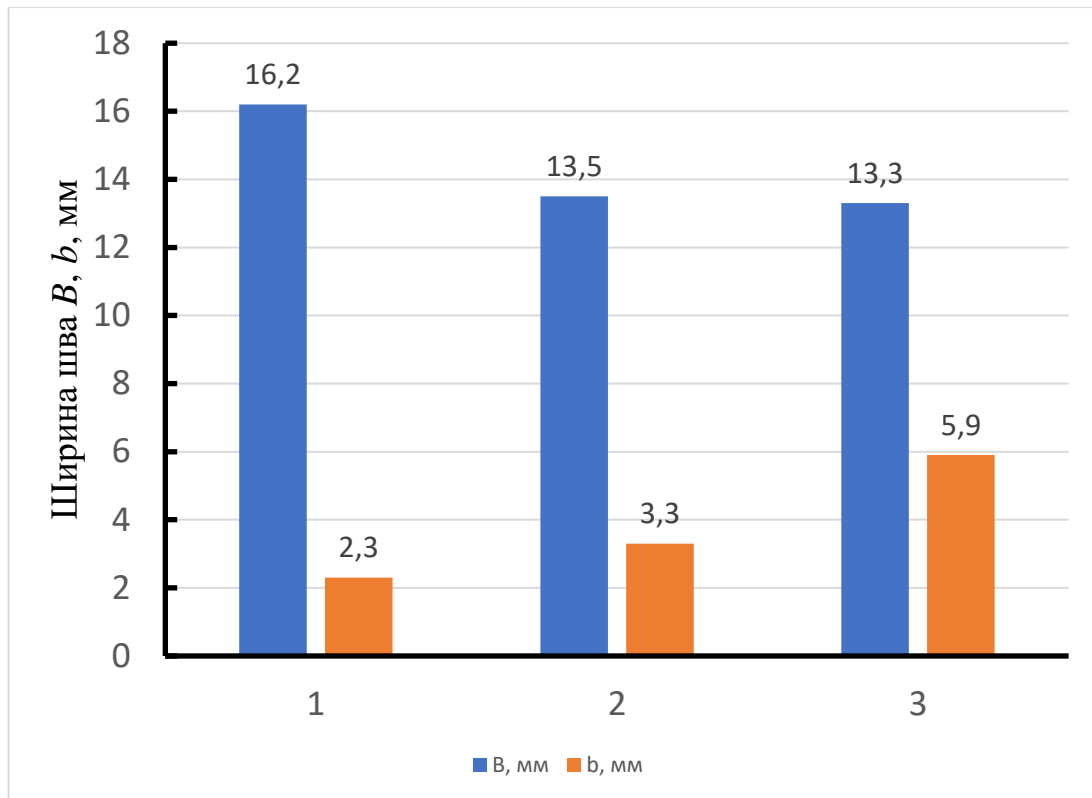


Рисунок 4.27 – Влияние способа плазменной сварки с полым анодом на размеры сварного шва на сплаве 1565чМ толщиной 7 мм: 1 – на постоянном токе обратной полярности; 2 – с импульсным питанием дежурной дуги; 3 – с импульсной попеременной подачей плазмообразующих газов

На сварных соединениях сплава 1565чМ исследовалось влияние способа плазменной сварки на количество дефектов в виде, которые являются весьма распространенным дефектом сварных соединений, полученных сваркой плавлением алюминиево-магниевых сплавов. Для такой оценки использовались образцы, поверхность которых подвергалась только травлению в щелочи и осветлению в 30%-ном растворе азотной кислоты. В этом случае оксидная поверхностная пленка, служащая источником газов для формирования пор, на поверхности образцов сохранялась [181].

Анализ пористости в металле шва показал, что при переходе от сварки на постоянном токе обратной полярности к импульсным процессам (сварка с импульсным питанием дежурной дуги и сварка с периодической импульсной подачей плазмообразующих газов) наблюдается ее интенсивное уменьшение (рисунок 4.28).

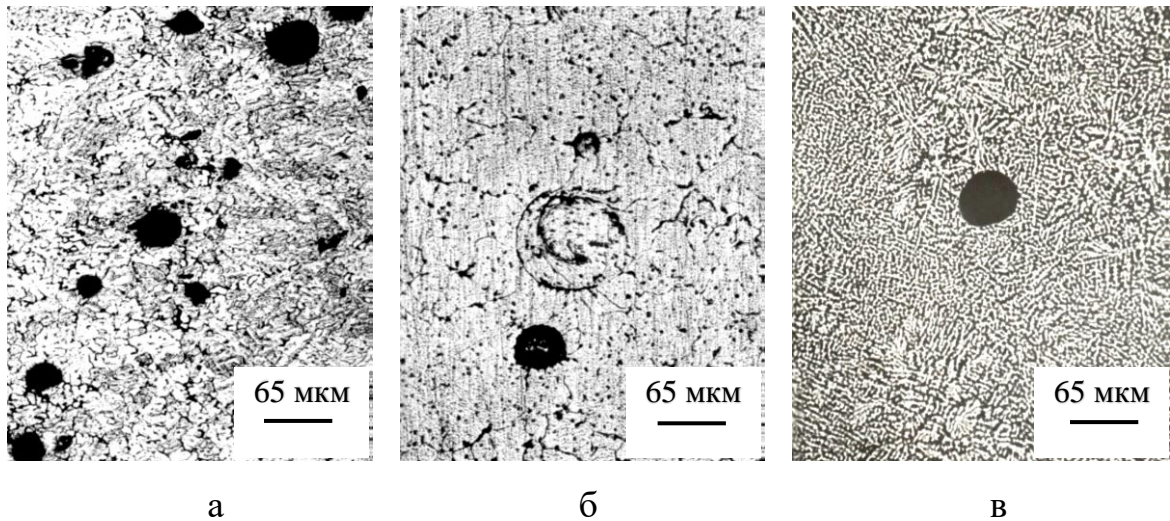


Рисунок 4.28 – Поры в металле шва при плазменной сварке алюминиевого сплава 1565чМ ($\times 150$):
а – на постоянном токе обратной полярности; *б* – с импульсным питанием дежурной дуги; *в* – с импульсной попеременной подачей плазмообразующих газов

Это явление можно связать с возникновением низкочастотных пульсаций расплава в кратере при сварке, который инициируется изменением напряжения на дежурной дуге.

Количественная оценка площади пор на 100 мм длины шва при различных вариантах плазменной сварки листов сплава 1565чМ показана на рисунке 4.29. Представленные на рисунке данные свидетельствуют о том, что наибольшая пористость наблюдается при сварке на постоянном токе.

В случае сварки с импульсным питанием дежурной дуги можно наблюдать существенное снижение суммарной площади пор. В случае применения импульсной попеременной подачи плазмообразующих газов также можно отметить уменьшение суммарной площади пор на 100 мм длины шва. Это снижение пористости уступает влиянию импульсного питания дежурной дуги на пораженность швов сплава 1565чМ порами.

Отмеченный процесс является следствием меньшей частоты механических колебаний расплава в кратере сварочной ванны под действием изменяющегося давления дуги при переходе с аргона на гелий в

плазмообразующей атмосфере. Следует предположить, что частоту колебаний расплава можно увеличить в том случае, если повысить частоту смены порций плазмообразующего газа. Но для реализации такого процесса необходима разработка специального программатора подачи газов в плазмотрон.

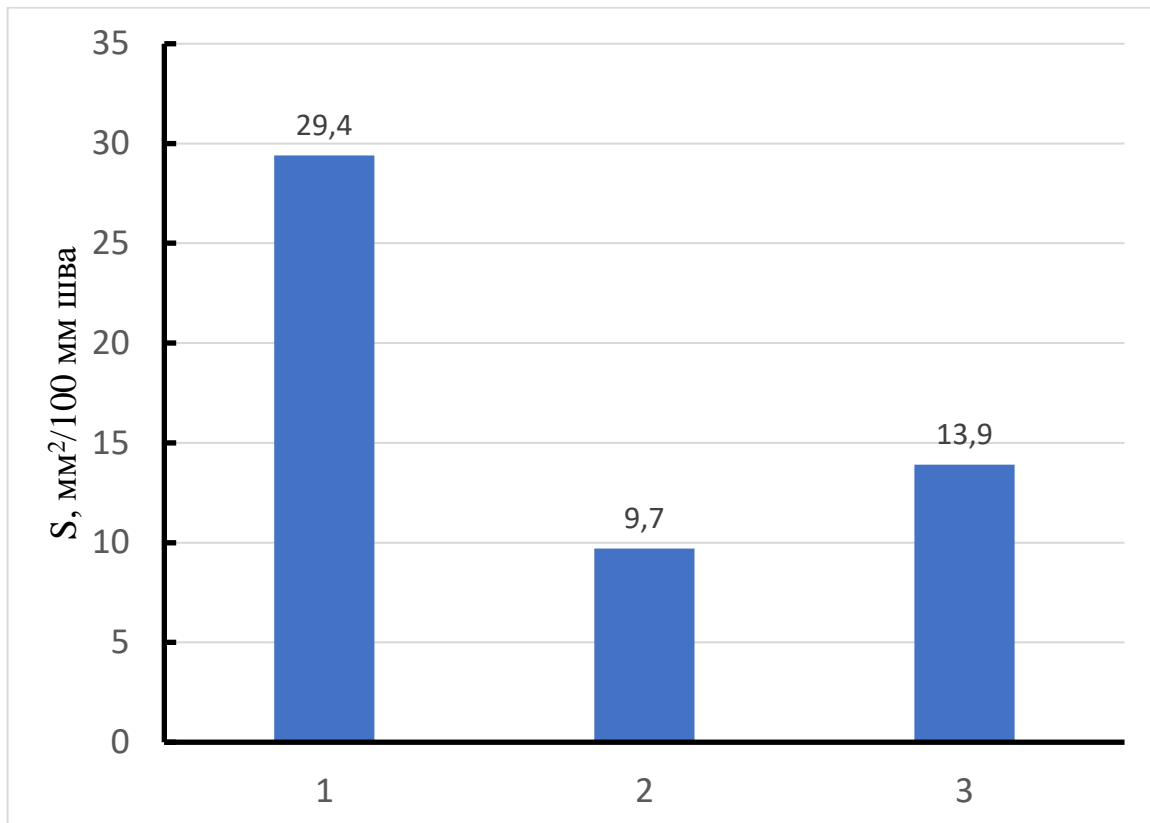


Рисунок 4.29 – Влияние способа плазменной сварки с полым анодом на суммарную площадь S пор на 100 мм длины шва сплава 1565ЧМ: 1 – на постоянном токе обратной полярности; 2 – с импульсным питанием дежурной дуги; 3 – с импульсной попеременной подачей плазмообразующих газов

Следует также учесть, что, приведенные на рисунке 4.29, данные соответствуют варианту с заведомо интенсивным порообразованием из-за поверхностной пленки. Если провести предварительную лазерную очистку поверхности листов сплава 1565ЧМ перед сваркой, то реальная величина суммарной пористости на 100 мм длины шва будет на порядок меньше.

Механические свойства сварных соединений алюминиевого сплава 1565чМ, выполненных исследуемыми методами плазменной сварки, представлены в таблице 4.6.

Таблица 4.6 – Механические свойства сварных соединений алюминиевого сплава 1565чМ, выполненных плазменной сваркой

Марка сплава и толщина листа, мм	Марка присадочной проволоки и ее диаметр, мм	Способ плазменной сварки	Предел прочности σ_B , МПа		Коэффициент прочности сварного соединения K	Угол изгиба α , град.	Ударная вязкость металла шва KCU , кДж/м ²
			соединение	металл шва			
1565чМ, 7 мм	–	Основной металл	355	–	1	55	258
	СВАМг61, 2,5 мм	ПСНЭ с полым анодом	340,3	294,6	0,95	180	208,2
		ПСНЭ в импульсном режиме	331,4	288,3	0,93	180	203,1
		ПСНЭ с импульсной подачей ПГ	330,7	287,6	0,93	180	202,5

Анализ данных таблицы 4.6 показывает, что прочность сварных соединений для исследованного алюминиевого сплава достигает своих наибольших значений при плазменной сварке с полым анодом.

Плазменная сварка сплава 1565чМ в импульсном режиме и с импульсной подачей плазмообразующих газов обеспечивает получение соединений с несколько меньшими значениями временного сопротивления разрыву сварного соединения.

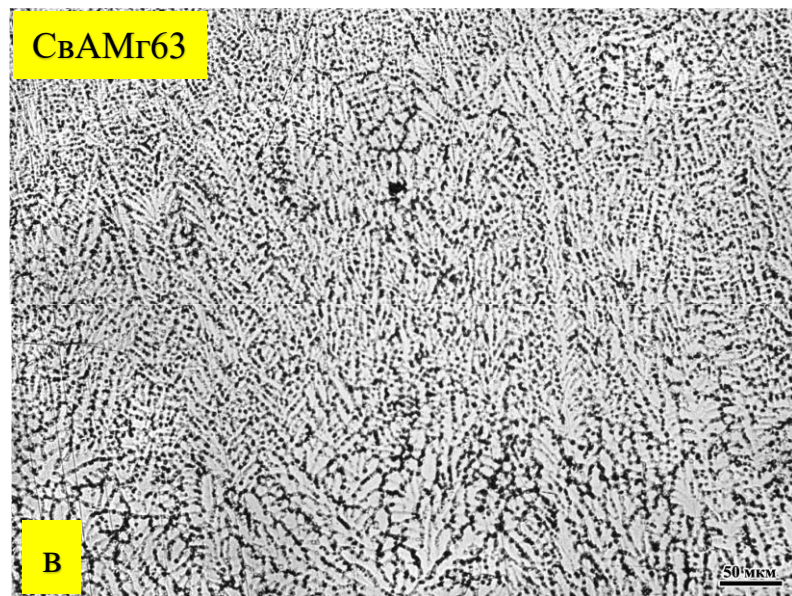
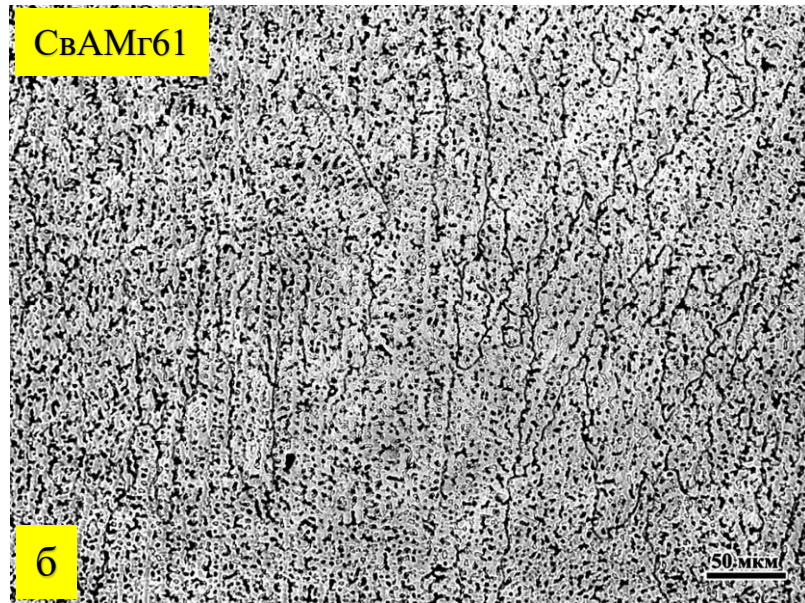
4.5 Микроструктура сварных соединений листов сплава 1565чМ, выполненных плазменной сваркой с полым анодом

Сварные соединения листов сплава 1565чМ были выполнены плазменной сваркой с полым анодом с различными присадочными проволоками. В металле швов не обнаружено недопустимых по размерам и количеству дефектов типа пор, вольфрамовых или окисных включений.

Металлографические исследования металла шва, выполненного присадочными материалами СвАМг5, СвАМг61 и СвАМг63, не выявили заметных отличий структуры. Металл характеризуется типичной для алюминиево-магниевых сплавов литой кристаллической структурой дендритного строения с выделениями упрочняющей фазы различной степени дисперсности (рисунок 4.30а, б, в).

Металлу шва, выполненному со сварочной проволокой марки Св1575 (рисунок 4.30г), присуща литая мелкозернистая структура с равномерным распределением выделений упрочняющих фаз (типа Al_3Sc), как по границам, так и внутри зерен, что предполагает возможность достижения более высоких прочностных свойств сварных соединений.





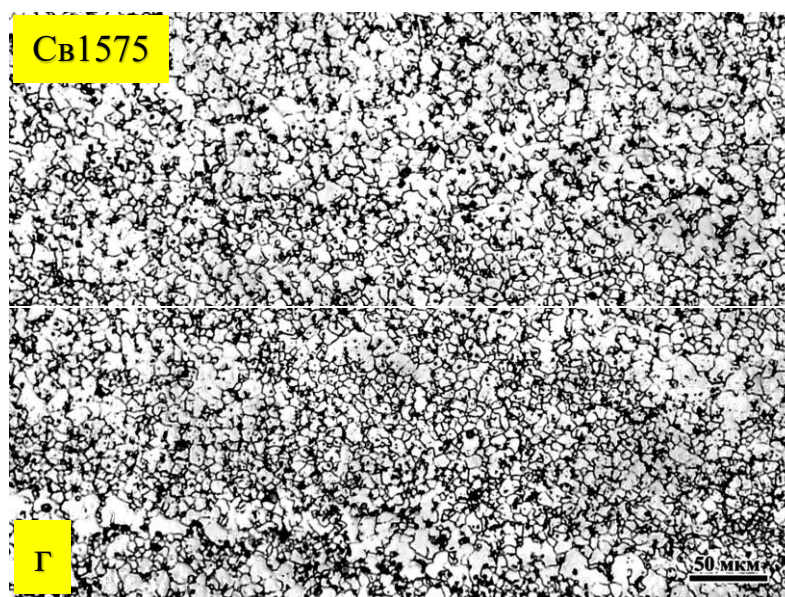


Рисунок 4.30 – Микроструктура металла шва соединений листов сплава 1565ЧМ, выполненных плазменной сваркой с полым анодом с присадочной проволокой: а – СвАМг5; б – СвАМг61; в – СвАМг63; г – Св1575

Оценка неоднородности механических свойств наплавленного металла дана по результатам измерения твердости по Виккерсу (HV) для каждого состава присадочного материала. Измерения проводили по центральной линии поперечного сечения каждого из швов, шаг между точками составлял 2 мм, нагрузка на инденторе 5 кгс (49Н). Испытательное оборудование – твердомер Zwick/Roell ZHV. Результаты измерений приведены в таблице 4.7.

Таблица 4.7 – Значения твердости металла шва листов сплава 1565ЧМ, выполненных с различными присадочными проволоками

Марка присадочной проволоки	Значение твердости HV50 металла шва
СвАМг5	85–89
СвАМг61	91–95
СвАМг63	95–102
Св1575	108–120

Значения твердости металла шва, выполненного плазменной сваркой с полым анодом присадочной проволокой СВАМг5 и СВАМг61, находятся в пределах 85–89 и 91–95 НV. Разброс значений внутри шва не превышал 3–5%.

Твердость металла шва, выполненного проволокой Св1575, на 20% выше твердости металла, сваренного с присадочной проволокой СВАМг5, и на 15% – металла, выполненного с присадочной проволокой СВАМг61.

Учитывая то, что металл шва может оказаться наиболее «слабым» участком в сварном соединении, при выборе присадочного материала для изготовления сварных конструкций криогенного назначения из алюминиевых сплавов и разработке технологии сварки, направленной на обеспечение качества сварных соединений, важными факторами являются:

- определение температурной зависимости механических свойств наплавленного (литого) металла в диапазоне температур 77 К– 293 К;

- изучение влияния низкой температуры на вязкость материала, особенно на чувствительность к надрезу наплавленного металла, который может содержать различные концентраторы напряжений сварочного происхождения (вольфрамовые и окисные включения, поры, непровары).

Результаты испытаний представлены в таблицах 4.8 и 4.9.

Таблица 4.8 – Результаты испытаний на статическое растяжение образцов из металла шва

Марка присадочной проволоки	Температура испытаний, °С	Механические свойства, мин. – макс. сред.		
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
СВАМг5	20	<u>286–309</u> 294	<u>151–154</u> 152	<u>11,8–19,8</u> 14,9
	–70	<u>292–309</u> 295	<u>150–156</u> 154	<u>14,0–22,7</u> 18,3
	–165	<u>355–363</u> 358	<u>169–171</u> 170	<u>12,8–16,4</u> 14,6
	–196	<u>340–389</u> 365	<u>176–180</u> 177	<u>9,7–14,6</u> 12,1
	20	<u>314–321</u>	<u>161–165</u>	<u>9,3–17,5</u>

СВАМг61		315	163	13,2
	-70	<u>300–303</u> 301	<u>160–164</u> 162	<u>8,0–10,2</u> 9,1
	-165	<u>355–360</u> 357	<u>176–180</u> 178	<u>9,0–14,6</u> 11,5
	-196	<u>360–392</u> 384	<u>185–189</u> 188	<u>5,1–6,5</u> 5,8
СВАМг63	20	<u>329–330</u> 329	<u>167–174</u> 170	<u>13,3–15,7</u> 14,5
	-165	<u>350–362</u> 356	<u>196–198</u> 197	<u>8,9–10,8</u> 9,8
Св1575	20	<u>312–365</u> 340	<u>221–230</u> 224	<u>5,0–10,2</u> 6,8
	-70	<u>350–393</u> 370	<u>225–265</u> 247	<u>8,3–9,7</u> 9,0
	-165	<u>349–400</u> 374	<u>243–271</u> 253	<u>3,2–4,8</u> 4,1
	-196	<u>359–395</u> 378	<u>240–307</u> 273	<u>3,5–5,1</u> 4,1

Таблица 4.9 – Результаты испытаний на статическое растяжение образцов с выточкой наплавленного металла

Марка присадочной проволоки	Температура испытаний, °С	Временное сопротивление σ_B^H , МПа мин. – макс. сред.
СВАМг5	20	<u>322–326</u> 324
	-70	<u>330–334</u> 332
	-165	<u>373–377</u> 375
	-196	<u>354–397</u> 376
СВАМг61	20	<u>326–331</u> 328
	-70	<u>347–350</u> 348
	-165	<u>337–360</u> 352
	-196	<u>350–385</u> 372

Св1575	20	$\frac{380-415}{397}$
	-70	$\frac{406-410}{408}$
	-165	$\frac{415-421}{417}$
	-196	$\frac{386-403}{395}$

При комнатной температуре свойства наплавленного металла определяются химическим составом присадочного материала, в частности содержанием основных легирующих элементов (магния) и элементов модификаторов (марганец, скандий, цирконий).

Наблюдается одинаковая закономерность изменения свойств наплавленного металла для всех исследованных составов присадочного материала из алюминиево-магниевых сплавов, с понижением температуры испытаний: прочностные характеристики (временное сопротивление и условный предел текучести) возрастают, а показатель пластичности (относительные удлинение) снижается.

Характер и темп низкотемпературного упрочнения наплавленного металла для СВАМг5 и СВАМг61 по показателям временного сопротивления составляет 17–20% при температуре –196 °С.

С понижением температуры испытаний относительное удлинение (показатель пластичности) монотонно снижается и при температуре –196 °С составляет 40–75% от значений, соответствующих комнатной температуре, в зависимости от состава присадочного материала.

Минимальный темп снижения относительного удлинения характерен для менее прочного сплава (СВАМг5), его значения при –196 °С находятся на уровне значений более прочного сплава (СВАМг61) при комнатной температуре, которые составляют 12–14%. Значения относительного удлинения металла, наплавленного составами СВАМг61 и Св1575, при –196 °С составляют около 5% и 4%, соответственно.

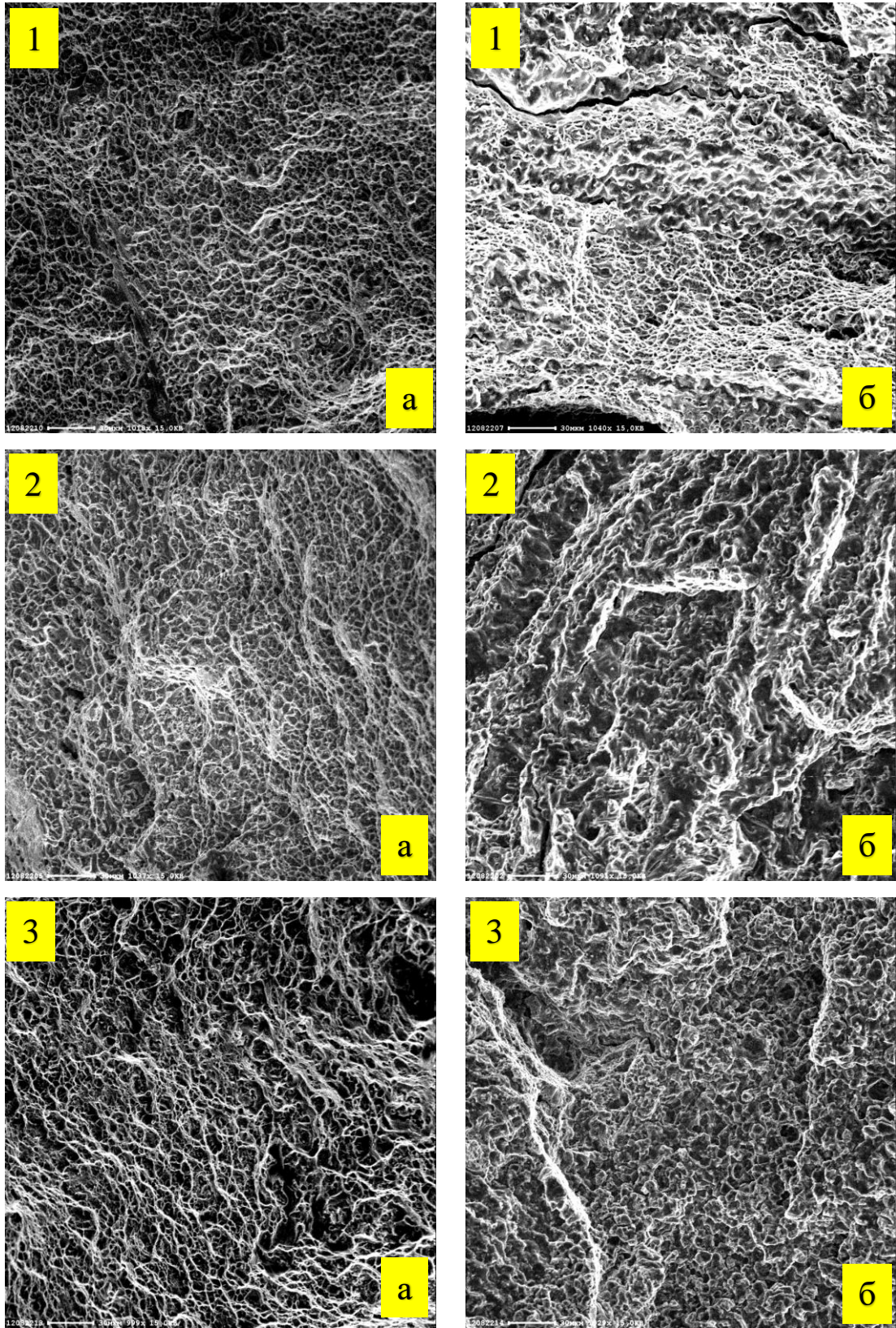


Рисунок 4.31 – Фрактограммы поверхности разрушения образцов металла шва (СвАМГ5 – 1; СвАМГ61 – 2; Св1597 – 3), испытанных на растяжение при комнатной температуре 20 °С (а) и температуре –165 °С (б). x1000

При изучении изломов образцов, испытанных при комнатной и при криогенной температуре, зафиксирован микрорельеф ямочного вида, что характерно при вязком разрушении пластичных металлов по механизму образования и слияния пор (рисунок 4.31).

Ударная вязкость – механическая характеристика материала, показывающая способность материала поглощать механическую энергию в процессе деформации и разрушения под действием ударной нагрузки. Из всех механических характеристик ударная вязкость наиболее чувствительна к снижению температуры. Поэтому испытания на ударный изгиб проводят для определения порога хладноломкости материала – температуры или интервала температур, при которых происходит резкое снижение значений ударной вязкости.

Результаты испытаний на ударный изгиб металла шва, сваренного с присадочными материалами СВАМг5, СВАМг63 и Св1575, приведены в таблице 4.10.

Таблица 4.10 – Результаты испытаний металла шва на ударный изгиб при комнатной и криогенной температурах

Присадочный материал	Ударная вязкость KCU , Дж/см ² при температуре испытаний			
	–196 °С	–165 °С	–70 °С	20 °С
СВАМг5	$\frac{7,5-8,3}{7,8}$	$\frac{8,2-9,7}{9,0}$	$\frac{15,7-18,7}{17,6}$	$\frac{17,9-26,1}{20,9}$
СВАМг61	$\frac{6,7-9,0}{7,5}$	$\frac{5,2-11,9}{8,5}$	$\frac{11,9-14,8}{13,4}$	$\frac{11,9-17,0}{14,4}$
СВАМг63	$\frac{6,0-7,5}{7,0}$	–	–	$\frac{14,9-19,4}{17,2}$
Св1575	$\frac{5,9-6,7}{6,1}$	$\frac{5,2-5,9}{5,4}$	$\frac{9,6-14,1}{11,2}$	$\frac{9,7-12,6}{11,0}$
Примечание: в числителе min-max значения, в знаменателе – среднее значение.				

Результаты испытаний металла шва, выполненного плазменной сваркой, показали, что при температуре 20 °С зафиксировано наиболее высокое среднее

значение ударной вязкости $20,9 \text{ Дж/см}^2$ у металла, полученного с присадкой СвАМг5, для металла выполненного с присадкой СвАМг61 – $14,4 \text{ Дж/см}^2$, самое низкое значение у металла сваренного с присадкой Св1575 – 11 Дж/см^2 .

При снижении температуры испытаний у всех исследуемых составов присадочного материала наблюдается одинаковая закономерность изменения ударной вязкости, заключающаяся в ее равномерном понижении. При температуре $-196 \text{ }^\circ\text{C}$ ударная вязкость составляет 40 – 50% ($6 - 9 \text{ Дж/см}^2$) от значений, полученных при комнатной температуре.

Выводы к главе 4

1. Установлены рациональные режимы плазменной сварки с полым анодом обеспечивают формирование сварных швов стыковых соединений сплава 1565чМ толщиной 7 мм с полным проплавом и плавными переходами от выпуклости шва к основному металлу.

2. Анализ полученных математических моделей процесса показывает, что наибольшее влияние на размеры зоны катодной очистки оказывает величина сварочного тока. Увеличение длины основной дуги при сварке в гелии незначительно уменьшает размеры очищаемых зон, а величина зазора в стыке оказывает только влияние на $S_{к2}$ при сварке в аргоне.

3. При сварке с присадочной проволокой размер зоны катодной очистки на верхней поверхности кромок ($S_{к1}$) практически не зависит от величины зазора. Глубина зоны ($S_{к2}$) на торцовых поверхностях кромок при сварке без присадочной проволоки в аргоне с увеличением зазора возрастает и остается практически постоянной при сварке в гелии. Большая величина этой зоны при сварке в смеси аргона и гелия, по-видимому, объясняется лучшей проникающей способностью ионов гелия в зазор.

4. Исследована структура оксидной пленки на поверхности свариваемых листов из сплава 1565чМ. По данным исследования оксидная пленка состоит из нескольких последовательно расположенных слоев: внешний слой –

сформирован оксидами и гидроксидом магния. При этом по мере углубления в металл содержание магния в оксидной пленке падает. Процесс окисления поверхности листа полностью прекращается при образовании слоя 4 оксида Al_2O_3 , под которым располагается слой сплава с меньшим содержанием легирующих элементов. Суммарная толщина оксидной пленки зависит от температуры нагрева под горячую прокатку и продолжительности выдержки при данной температуре, а также от температуры отжига листов после холодной прокатки.

5. После лазерной очистки наблюдается существенное изменение цвета поверхности листа сплава 1565чМ с темно-серого (для исходного состояния) до светлого матово-серебристого после лазерной очистки. Лазерная зачистка снижает толщину оксидной пленки на сплаве 1565чМ с 345–415 мкм до 10–26 мкм. При этом оксидная пленка после обработки состоит из $Al_2O_3 + MgO$.

6. Установлено, что применение лазерной зачистки поверхности позволяет снизить количество и средний диаметр пор по сравнению с зачисткой механической щеткой примерно в 2 раза. По этому показателю лазерная зачистка поверхности листов сплава 1565чМ практически равноценна химическому травлению.

7. Импульсное питание плазменной дуги при сварке с полым анодом способствовало снижению среднего объема пор на 100 мм длины шва с 0,36 до 0,12%. При этом протяженность оксидных включений на 1 м длины шва сократилось примерно в 3,2–3,5 раза.

8. Анализ пористости в металле шва показал, что при переходе от сварки на постоянном токе обратной полярности к импульсным процессам (сварка с импульсным питанием дежурной дуги и сварка с периодической импульсной подачей плазмообразующих газов) наблюдается ее интенсивное уменьшение. Так суммарная площадь пор на 100 мм длины шва снижается с 24,9 мм² до 9,7 мм² для плазменной сварки с импульсным питанием дежурной дуги и 13,9 мм² для варианта импульсной подачи плазмообразующих газов.

9. Выполнены исследования механических свойств сварных соединений сплава 1565чМ, выполненные с различными присадочными проволоками при криогенных температурах. Показано, что с понижением температуры испытаний прочностные характеристики (временное сопротивление и условный предел текучести) возрастают, а показатель пластичности (относительные удлинение) снижается. Результаты испытаний металла шва, выполненного плазменной сваркой, показали, что при температуре 20 °С зафиксировано наиболее высокое среднее значение ударной вязкости 20,9 Дж/см² у металла, полученного с присадкой СвАМг5, для металла выполненного с присадкой СвАМг61 – 14,4 Дж/см², самое низкое значение у металла сваренного с присадкой Св1575 – 11 Дж/см².

Глава 5. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СВАРНОЙ ЦИСТЕРНЫ БЕНЗОВОЗА ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1565чМ

5.1. Технологический процесс изготовления сварной цистерны бензовоза из алюминиевого сплава 1565чМ

Алюминиевый сплав 1565чМ является более прочным сплавом по сравнению со сплавом АМг5. В соответствии с прочностными расчетами конструкции цистерны бензовоза это позволяет уменьшить толщину стенки цистерны с 7 до 6 мм. Такое уменьшение толщины стенки цистерны бензовоза способствует снижению ее пустой массы и, соответственно, нагрузки на ось автомобиля.

Технологический процесс изготовления цистерны бензовоза (рисунок 5.1) включает следующие основные операции.

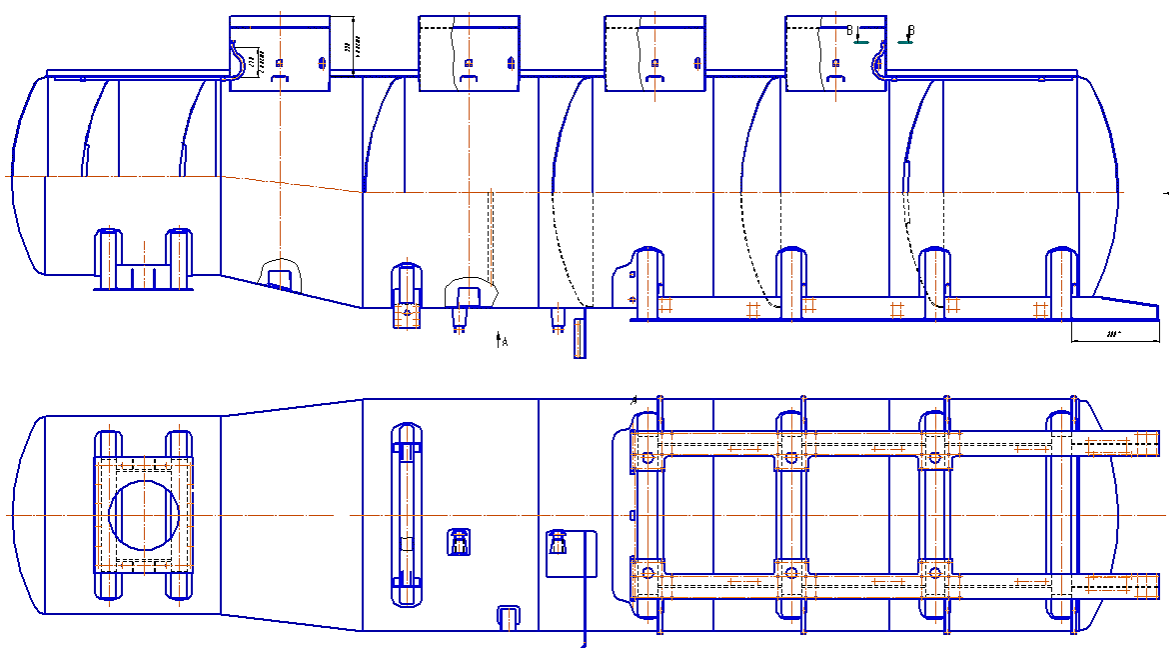


Рисунок 5.1 – Перспективная конструкция бензовоза из алюминиевого сплава 1565чМ

1. Плазменная сварка полотнища для получения обечайки цистерны.

Для получения полотнища необходимой ширины предусматривается сварка продольными швами стандартных листов из сплава 1565чМ шириной 1,5 м и длиной 3 м (рисунок 5.2).

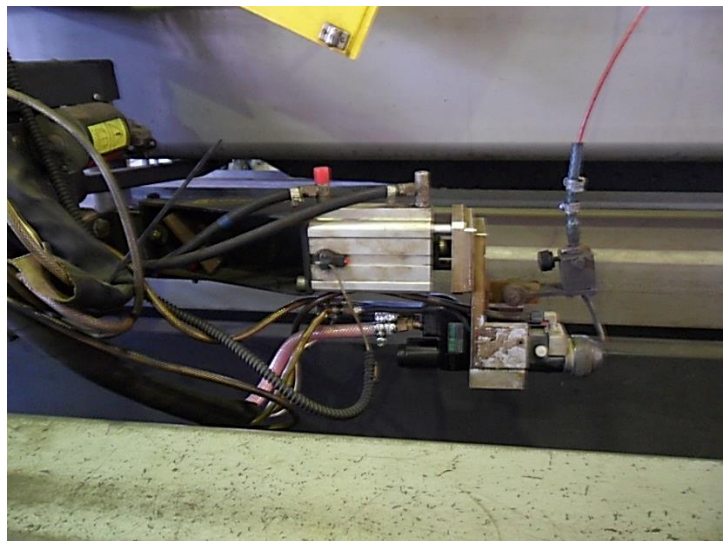


Рисунок 5.2 –Полотнище заготовки для обечайки с продольными швами из сплава 1565чМ

Сварку продольных швов полотнища выполняли автоматической плазменной сваркой с полым анодом с использованием присадочной проволоки марки Св1575. Процесс плазменной сварки продольных швов полотнища показан на рисунке 5.3.



а



б

Рисунок 5.3 – Плазменная сварка продольного шва полотнища (а) и плазмотрон для сварки с полым анодом (б)

Непосредственно перед сборкой стыкового соединения листов сплава 1565чМ к плазменной сварке осуществляется операция лазерной очистки свариваемых кромок от оксидной пленки. Для осуществления данного процесса применяется портативная установка LightWELD XC (рисунок 5.4).



Рисунок 5.4 – Установка для лазерной очистке поверхности алюминиевых сплавов перед сваркой

Лазерная очистка поверхности свариваемых кромок алюминиевых сплавов перед сваркой в сочетании с применением скальпированной присадочной проволоки позволила отказаться от химического травления основного и присадочного металла перед сваркой. В результате отпала необходимость в использовании для подготовки деталей и присадочной проволоки к сварке от экологически не безопасного гальванического производства и оборудования.

Плазменную сварку с полым анодом листов сплава 1565чМ при изготовлении полотнища обечайки выполняли с принудительным формированием шва на профилированной подкладке из нержавеющей стали, как это показано на рисунке 5.5.

Сварные швы полотнища после сварки подвергались визуальному и неразрушающему ультразвуковому контролю по эхо-методу. Сварные швы, у

которых были выявлены дефектные участки, подвергались подварке с применением частично механизированной сварки плавящимся электродом в аргоне.

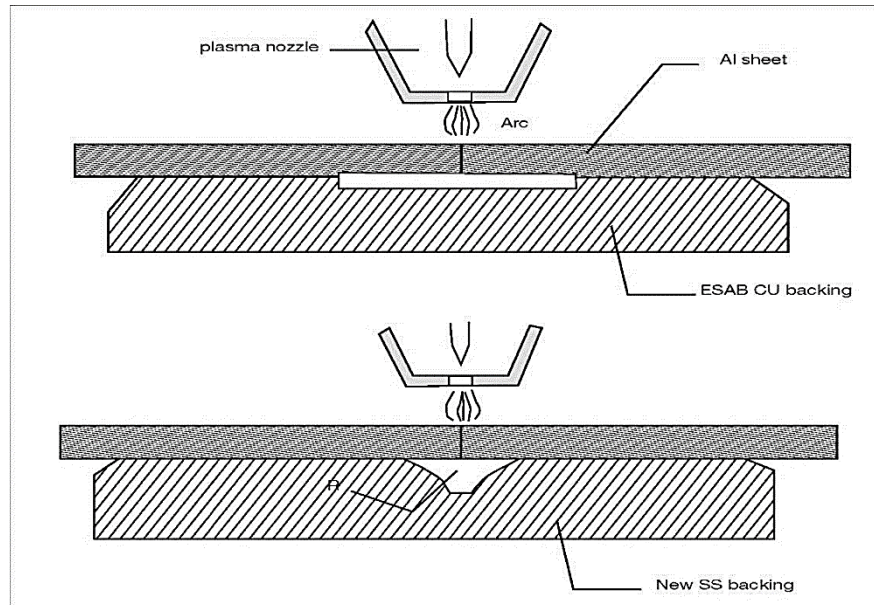
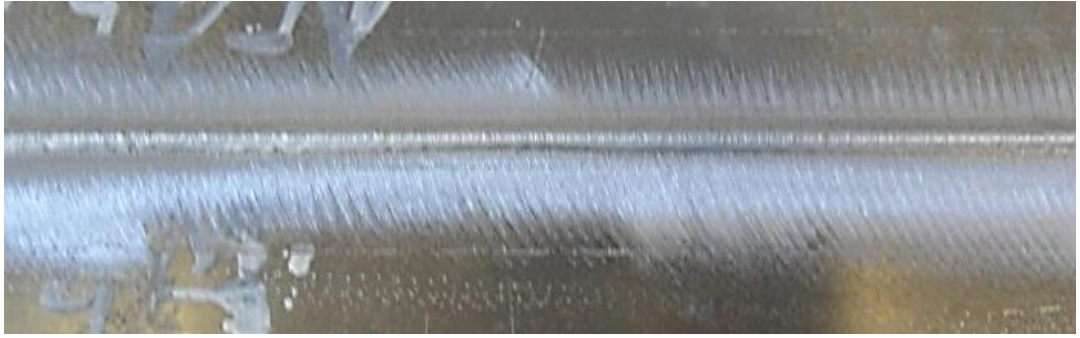


Рисунок 5.5 – Плазменная сварка с полым анодом со свободным формированием (вверху) и с принудительным формированием шва на подкладке (внизу)

Внешний вид швов с лицевой и корневой стороны стыкового соединения листов сплава 1565чМ толщиной 6 мм, выполненные плазменной сваркой с полым анодом с принудительным формированием шва, приведены на рисунке 5.6.



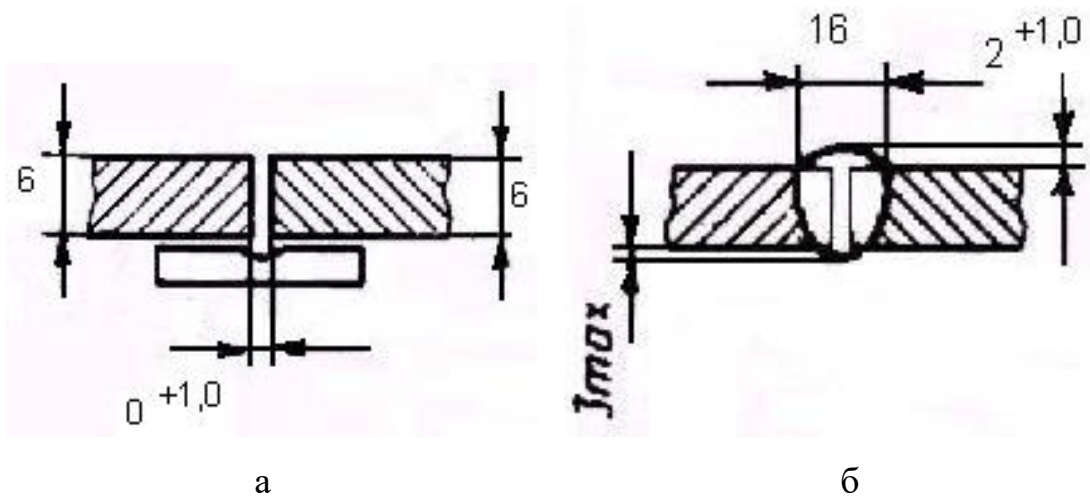
а



б

Рисунок 5.6 – Внешний вид шва листа сплава 1565чМ толщиной 6 мм с лицевой (а) и корневой (б) стороны при плазменной сварке на формирующей подкладке

Конструктивные элементы сварного соединения при сборке под сварку и после сварки приведены на рисунке 5.7.



а

б

Рисунок 5.7 – Сборка соединения под сварку (а) и размеры сварного шва (б) после сварки

Рациональные параметры режима плазменной сварки с полым анодом листов сплава 1565чМ при изготовлении полотнища цистерны приведены в таблице 5.1.

Метод подготовки и очистки: лазерная зачистка и обезжиривание ацетоном на ширину не менее 20 мм от линии стыка. Требования к прихватке: прихватку не производить, установить заходную планку 100 мм и выходную – 50 мм, фиксация образцов пневмоприжимами установки.

Таблица 5.1 – Рекомендуемые параметры режима плазменной сварки листов сплава 1565чМ толщиной 6 мм

Параметры процесса плазменной сварки	Численное значение параметра
1. Ток основной дуги, А	200–220
2. Напряжение на дуге, В	13–15
3. Расход плазмообразующего газа (аргон), л/мин	16–18
4. Расход защитного газа через сопло (гелий), л/мин	11–12
5. Расход защитного газа на поддув корня шва (аргон) л/мин	3–4
6. Скорость сварки, м/ч	9–11
7. Род тока	Постоянный
8. Диаметр сварочной проволоки, мм	1,2–1,6
9. Диаметр вольфрамового электрода, мм	4
10. Скорость подачи присадочной проволоки, м/ч	90–95

В таблице 5.2 приведены механические свойства сварных соединений листов сплава 1565чМ толщиной 6 мм, выполненные плазменной сваркой с различными присадочными проволоками.

Таблица 5.2 – Влияние присадочной проволоки на механические свойства сварных соединений листов сплава 1565чМ, выполненных плазменной сваркой

Марка проволоки	Предел прочности σ_b , МПа		Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %	Угол изгиба α , град	Ударная вязкость KCU , Дж/см ²	
	Сварное соединение	шов				По шву	По зоне сплавления

СВАМг5	342	295	125	17,8	180	16,7	18,1
СВАМг61	350	320	158	17,3	180	19,2	20,5
СВАМг63	352	325	171	16,5	180	19,2	19,7
СВ1575	358	335	192	15,4	180	20,8	19,1

2. Гибка обечайки цистерны бензовоза (цементовоза) из сварного полотнища.

После плазменной сварки продольных швов полотнища была выполнена зачистка заподлицо с основным металлом проплава сварного шва. После этого на гибочном станке (рисунок 5.8) была выполнена гибка обечайки.

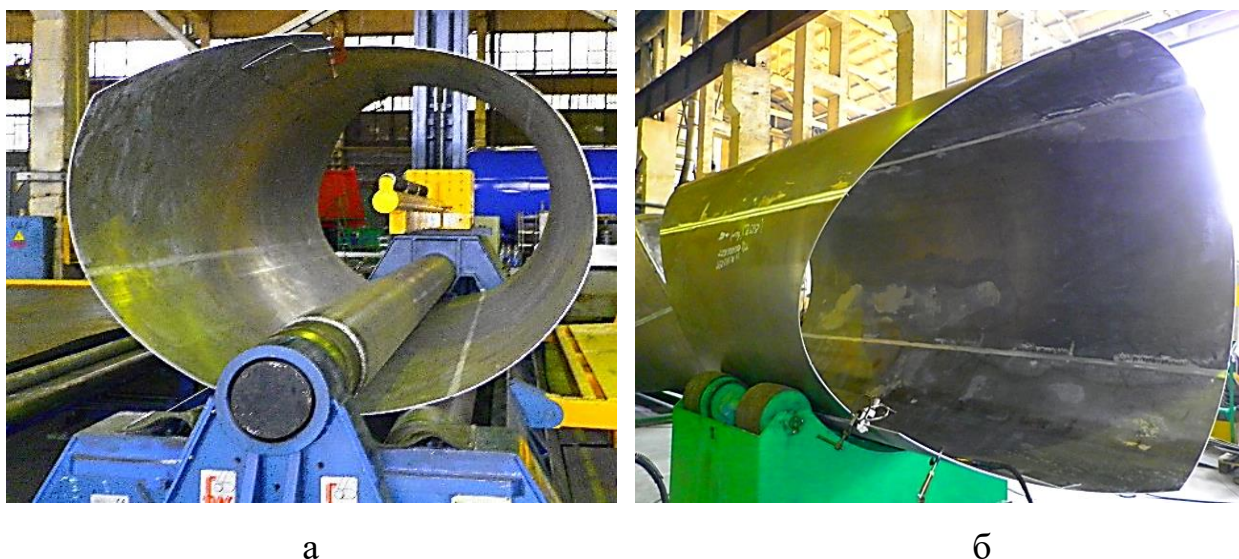


Рисунок 5.8 – Процесс гибки обечайки цементовоза из сварного полотнища (а) и обечайка после гибки (б)

После завершения операции гибки обечайки из сварного полотнища осуществляется сварка продольного стыкового шва частично механизированной дуговой сваркой плавящимся электродом в инертном газе (аргон). Механические свойства полученного сварного соединения в сравнении со свойствами соединений листов сплава 1565чМ приведены в таблице 5.3.

Таблица 5.3 – Механические свойства сварных соединений листов сплава 1565чМ толщиной 6 мм, выполненных с присадкой Св1575

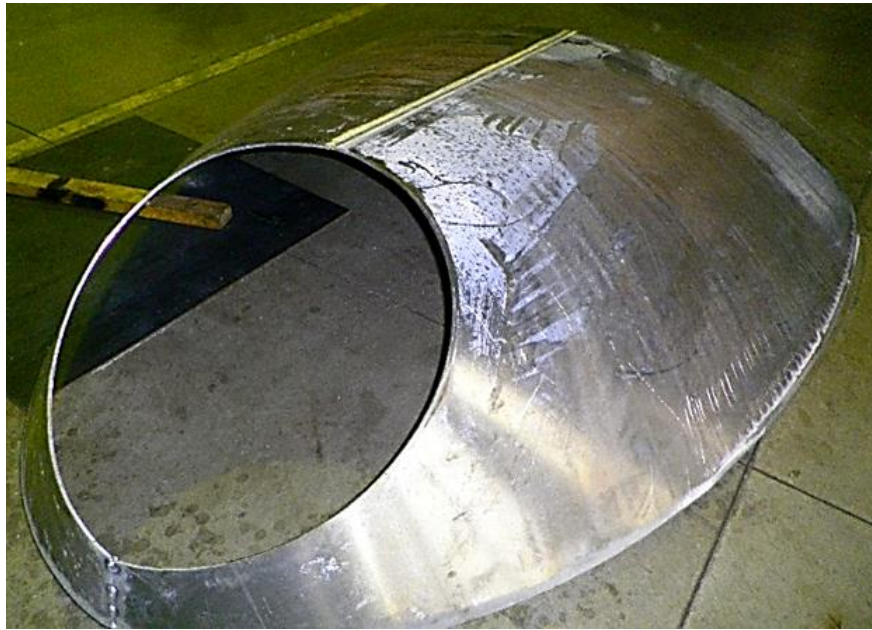
Образец	Предел прочности сварного соединения σ_B , МПа	Предел прочности металла шва $\sigma_B^Ш$, МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %	Угол изгиба α , град	Ударная вязкость KCU , Дж/см ²	
						По шву	По зоне сплавления
1	358	335	192	15,4	180	20,8	19,1
2	345	318	165	13,7	165	20,1	18,4

Примечание: 1 – сварное соединение, плазменная сварка; 2 – сварное соединение, частично механизированная сварка плавящимся электродом в аргоне.

На рисунке 5.9 показана обечайка цистерны бензовоза после сварки завершающего продольного шва (рисунок 5.9а) обечайки и опорный узел цементовоза после сварки (рисунок 5.9б).



а

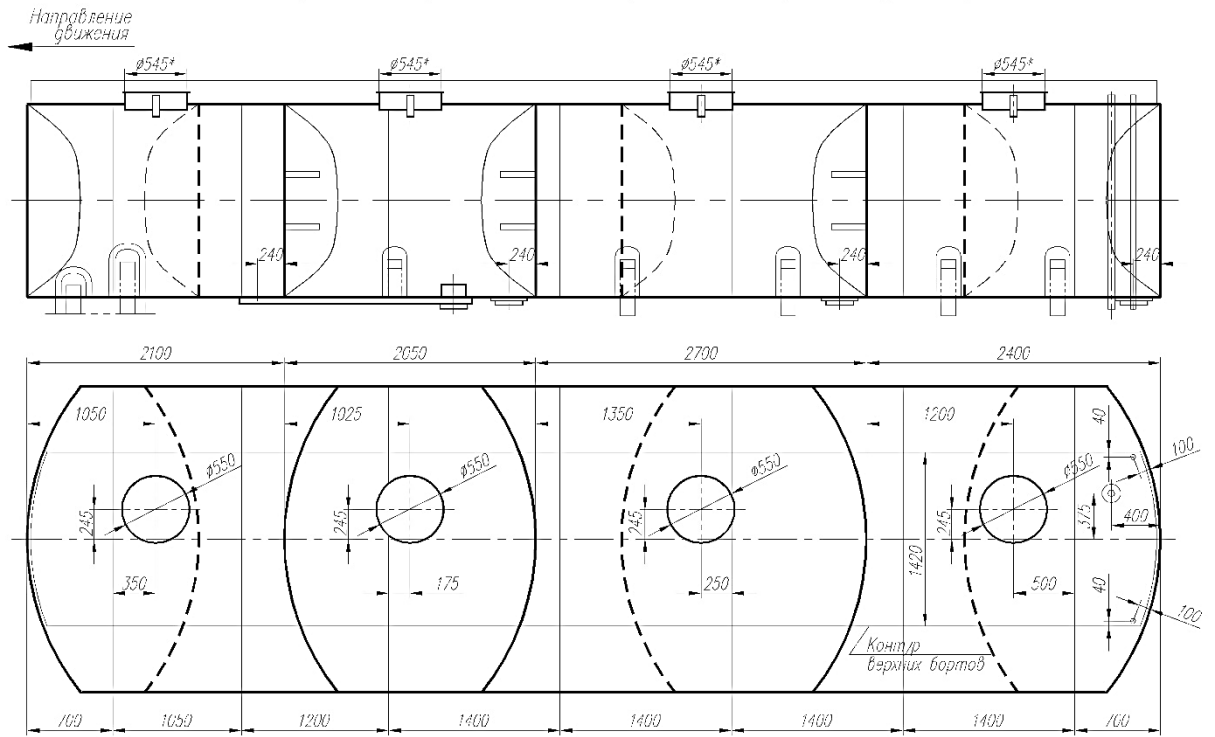


б

Рисунок 5.9 – Обечайка цистерны цементовоза после сварки завершающего продольного шва (а) и сварной опорный узел цементовоза (б)

Как правило, после сварки завершающего продольного шва обечайки бензовоза и цементовоза для обеспечения необходимой формы и размеров за счет устранения сварочных деформаций конструкции обечайки подвергаются калибровке на станке для гибки.

Затем с помощью частично механизированной сварки плавящимся электродом в аргоне и ручной аргонодуговой сварки неплавящимся электродом проводятся монтажные работы по установке внутри обечаек усиливающих поперечных элементов и приварки ложементов корпуса и крепежных узлов (рисунок 5.10).



а



б



в

Рисунок 5.10. Завершающие сборки цистерны бензовоза:
 а – схема установки внутренних усиливающих диафрагм; б – приварка узлов тягового устройства; в – сварка цистерны с ложементом рамы

По завершении всех сборочных и контрольных операций были получены опытные цистерны бензовоза и цементовоза из листов алюминиевого сплава 1565чМ толщиной 6 мм (рисунок 5.11)



а



б

Рисунок 5.11 – Сварные цистерны бензовоза (а) и цементовоза (б) из листов сплава 1565чМ после сборки без покраски

5.2. Результаты опытной эксплуатации сварных цистерн бензовоза и цементовоза из листов сплава 1565чМ

Были изготовлены опытные конструкции цистерн бензовоза и цементовоза, представленные на рисунке 5.12.



а



б

Рисунок 5.12. Опытные конструкции автоцистерн из сплава 1565чМ:
а – Бензовоз с цистерной из сплава 1565чМ объемом 32,5 м³ производства
ЗАО «БЕЦЕМА»; б – Цистерна цементовоза из сплава 1565чМ

Замена сплава АМг5М (толщина 7 мм) сплавом 1565чМ (толщина 6 мм) позволит снизить массу цистерны цементовоза на 320 кг. Аналогичная замена сплавов при изготовлении цистерны бензовоза объемом 32,5 м³ позволила снизить массу цистерны на 530 кг.

Опытные конструкции бензовоза и цементовоза прошли в течение 4 лет опытную эксплуатацию при выполнении перевозок в Европейской части Российской Федерации. При опытной эксплуатации цистерны подвергались осмотру на предмет наличия трещин в зоне сварных швов.

Установлено, что за все время опытной эксплуатации экспериментальных цистерн бензовоза и цементовоза из сплава 1565чМ трещин в зоне сварных швов или нарушения их герметичности не установлено.

Применение плазменной сварки с полым анодом сплава 1565чМ по сравнению со сплавом АМг5М не вызывает усложнения технологического процесса. Применение лазерной очистки поверхности свариваемых кромок обеспечивает в сочетании со скальпированием присадочной проволоки Св1575 отказаться от химической подготовки основного и присадочного

металла. Указанную проволоку следует применять для частично механизированной дуговой сварки плавящимся электродом в аргоне.

Выводы к главе 5

1. Разработан технологический процесс изготовления сварных цистерн бензовоза и цементовоза из листов алюминиевого сплава 1565чМ толщиной 6 мм. Основными новыми операциями технологического процесса являются плазменная сварка с полым анодом полотнища обечайки цистерны, лазерная зачистка свариваемых кромок листов перед сваркой и применение при сварке присадочной проволоки марки Св1575 легированной скандием.

2. Замена сплава АМг5М (толщина 7 мм) сплавом 1565чМ (толщина 6 мм) позволит снизить массу цистерны цементовоза на 320 кг. Аналогичная замена сплавов при изготовлении цистерны бензовоза объемом 32,5 м³ позволила снизить массу цистерны на 530 кг.

3. Установлено, что за все время опытной эксплуатации в течение 4 лет экспериментальных цистерн бензовоза и цементовоза из сплава 1565чМ трещин в зоне сварных швов или нарушения их герметичности не установлено.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Установлено, что при сварке листов сплава 1565ЧМ плазменной струей обеспечивается коэффициент прочности сварных соединений на уровне 0,96...0,98. Разрушение всех образцов (с усилением и проплавом) при испытаниях на растяжение произошло по зоне сплавления.

2. Показано, что введение скандия в проволоках типа СвАМг4 и СвАМг63 сказывается на снижении горячеломкости швов при содержании в проволоке более 0,15 мас. %.

3. Установлено, что характер и темп низкотемпературного упрочнения наплавленного металла для СвАМг5 и СвАМг63 по показателям временного сопротивления составляет 17–20% при температуре -196 °С. Металл, наплавленный проволокой марки Св1575, имеет временное сопротивление на 10–15%, а условный предел текучести на 25–30% выше, чем металл, наплавленный проволоками СвАМг5 и СвАМг63, в диапазоне температур 20...–196 °С.

4. При скальпировании алюминиевой проволоки Св1575 в поверхностном слое формируются сжимающие напряжения и наблюдается упрочнение поверхностного слоя в целом. На поверхности проволоки Св1575 после скальпирования формируется слой со структурой, отличной от структуры глубинных слоев проволоки. Анализ содержания магния показал, что после скальпирования на поверхности проволоки формируется слой с обедненным содержанием магния (на уровне 2 масс. %) по сравнению с ее глубинными слоями.

5. Для сплава Св1575 после химического травления и 10 суток вылеживания оксидная пленка представляла собой слоистую структуру. Верхний слой представляет собой рыхлый оксид магния MgO. Толщина этого слоя составляет 0,003–0,01 мм. Непосредственно под ним располагается слой шпинели на основе MgO + Al₂O₃ (толщина данного подслоя 0,01–0,025 мм). Под слоем шпинели располагается слой оксида Al₂O₃. Суммарная толщина

оксидной пленки на поверхности проволоки Св1575 после химического травления составила 0,013–0,038 мм.

6. После скальпирования на поверхности алюминиевой проволоки Св1575 формируется тонкий слой Al_2O_3 с вкраплениями MgO . Суммарная толщина этого слоя составила 0,005–0,014 мм. Можно сказать, что в этом случае оксидная пленка состоит практически из Al_2O_3 .

7. На основе полученных экспериментальных результатов можно отметить, что применение скальпирования поверхности присадочной проволоки позволяет получать безпористые сварные соединения вплоть до 60 суток вылеживания проволоки в цеховых условиях после обработки поверхности.

8. Исследована структура оксидной пленки на поверхности свариваемых листов из сплава 1565чМ. По данным исследования оксидная пленка состоит из нескольких последовательно расположенных слоев: внешний слой – сформирован оксидами и гидроксидом магния. При этом по мере углубления в металл содержание магния в оксидной пленке падает. Процесс окисления поверхности листа полностью прекращается при образовании слоя 4 оксида Al_2O_3 , под которым располагается слой сплава с меньшим содержанием легирующих элементов. Суммарная толщина оксидной пленки зависит от температуры нагрева под горячую прокатку и продолжительности выдержки при данной температуре, а также от температуры отжига листов после холодной прокатки.

9. После лазерной очистки наблюдается существенное изменение цвета поверхности листа сплава 1565чМ с темно-серого (для исходного состояния) до светлого матово-серебристого после лазерной очистки. Лазерная зачистка снижает толщину оксидной пленки на сплаве 1565чМ с 345–415 мкм до 10–26 мкм. При этом оксидная пленка после обработки состоит из $Al_2O_3 + MgO$.

10. Установлено, что применение лазерной зачистки поверхности позволяет снизить количество и средний диаметр пор по сравнению с зачисткой механической щеткой примерно в 2 раза. По этому показателю

лазерная зачистка поверхности листов сплава 1565чМ практически равноценна химическому травлению.

11. Импульсное питание плазменной дуги при сварке с полым анодом способствовало снижению среднего объема пор на 100 мм длины шва с 0,36 до 0,12%. При этом протяженность оксидных включений на 1 м длины шва сократилось примерно в 3,2–3,5 раза.

12. Анализ пористости в металле шва показал, что при переходе от сварки на постоянном токе обратной полярности к импульсным процессам (сварка с импульсным питанием дежурной дуги и сварка с периодической импульсной подачей плазмообразующих газов) наблюдается ее интенсивное уменьшение. Так суммарная площадь пор на 100 мм длины шва снижается с 24,9 мм² до 9,7 мм² для плазменной сварки с импульсным питанием дежурной дуги и 13,9 мм² для варианта импульсной подачи плазмообразующих газов.

13. Выполнены исследования механических свойств сварных соединений сплава 1565чМ, выполненные с различными присадочными проволоками при криогенных температурах. Показано, что с понижением температуры испытаний прочностные характеристики (временное сопротивление и условный предел текучести) возрастают, а показатель пластичности (относительные удлинение) снижается. Результаты испытаний металла шва, выполненного плазменной сваркой, показали, что при температуре 20 °С зафиксировано наиболее высокое среднее значение ударной вязкости 20,9 Дж/см² у металла, полученного с присадкой СвАМг5, для металла выполненного с присадкой СвАМг61 – 14,4 Дж/см², самое низкое значение у металла сваренного с присадкой Св1575 – 11 Дж/см².

14. Разработан технологический процесс изготовления сварных цистерн бензовоза и цементовоза из листов алюминиевого сплава 1565чМ толщиной 6 мм. Основными новыми операциями технологического процесса являются плазменная сварка с полым анодом полотнища обечайки цистерны, лазерная зачистка свариваемых кромок листов перед сваркой и применение при сварке присадочной проволоки марки Св1575 легированной скандием.

15. Замена сплава АМг5М (толщина 7 мм) сплавом 1565чМ (толщина 6 мм) позволит снизить массу цистерны цементовоза на 320 кг. Аналогичная замена сплавов при изготовлении цистерны бензовоза объемом 32,5 м³ позволила снизить массу цистерны на 530 кг.

16. Установлено, что за все время опытной эксплуатации в течение 4 лет экспериментальных цистерн бензовоза и цементовоза из сплава 1565чМ трещин в зоне сварных швов или нарушения их герметичности не установлено.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Дриц М.Е., Дриц А.М., Будберг П.Б., Кузнецов М.Т., Пановко В.М. Свойства элементов. – М.: Издательский дом «Руда и Металлы», 2003 г. – 448 с.
2. Фридляндер И.Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. – М.: Metallurgy, 1979 г., – 208 с.
3. Алиева С.Г., Альтман М.Б., Амбурцумян С.М. и др. Промышленные алюминиевые сплавы, Справочное издание. – М. Metallurgy, 1984. – 528 с.
4. Алюминий: свойства и физическое металловедение. Справочник под редакцией Дж. Е. Хэтча. – М.: Metallurgy, 1989. – 422 с.
5. Елагин В.И., Захаров В.В., Дриц А.М. Структура и свойства сплавов систем $Al-Zn-Mg$. – М.: Metallurgy, 1982. – 224 с.
6. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. – М. «МИСИС», 2001. – 416 с.
7. Фридляндер И.Н., Чуистов К.В., Березина А.Л., Колобнев Н.И. Алюминий–литиевые сплавы. Структура и свойства. – Киев, Наук. думка, 1992. – 192 с.
8. Кишкина С.И. Сопротивление разрушению алюминиевых сплавов. М. Metallurgy, 1981. – 280 с.
9. Золоторевский В.С. Механические испытания и свойства металлов. – М.: Metallurgy, 1974. – 301 с.
10. ГОСТ 477884-97. Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Введен 2000-07-01.
11. ГОСТ 8617-81. Профили, пресованные из алюминия и алюминиевых сплавов. Введен 1983-01-01.
12. ГОСТ 17232-99. Плиты из алюминия и алюминиевых сплавов. Введен 2000-09-01.

13. ГОСТ 21631-76. Листы из алюминия и алюминиевых сплавов. Введен 1977-01-07.

14. Новиков И.И. Металловедение /Новиков И.И., Золоторевский В.С., Портной В.К., Белов Н.А., Ливанов Д.В., Медведева С.В., Аксенов А.А., Евсеев Ю.В. – М.: Изд. дом МИСиС, 2009. – 486 с.

15. Корягин Ю.Д., Ильин С.И. Особенности рекристаллизации деформируемых алюминий-магниевых сплавов со скандием. // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2017. – Т.17. – №1. – С.65–72.

16. Колачев, Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учеб. для вузов / Б.А. Колачев, В.А. Ливанов. – 3-е изд., перераб. и доп. МИСИС, 2001. – 416 с.

17. Дриц, М.Е. Влияние РЗМ на механические свойства сплава Al – 6,5% Mg./ М.Е. Дриц, Л.С. Торопова, Ю.Г. Быков // Металловедение и термическая обработка металлов. № 10. – С. 35–37. DOI: 10.1007/BF00700570.

18. О механизме влияния скандия на повышение прочности и термической стабильности сплавов Al–Mg / М.Е. Дриц, С.Г. Павленко, Л.С. Торопова и др. // ДАН СССР. Металлы. – 1981. – Т. 257. – №2. – С. 353–356.

19. Филатов, Ю.А. Промышленные сплавы на основе системы Al–Mg–Sc / Ю.А. Филатов, В.И. Елагин, В.В. Захаров // Скандий 94: тез. докл. конф. – М., 1994. – С. 33.

20. Структура и свойства сплавов Al–Sc и Al–Mg–Sc / М.Е. Дриц, Л.С. Торопова, Ю.Г. Быков и др. // Metallurgy and metallography of colored alloys. – М.: Наука, 1982. – С. 213–223.

21. Елагин, В.И. Перспективы легирования алюминиевых сплавов скандием / В.И. Елагин, В.В. Захаров, Т.Д. Ростова // Цветные металлы. – 1982. – № 12. – С. 96–99.

22. Дриц, М.Е. Влияние дисперсности фазы ScAl₃ на упрочнение сплава Al – 6,3 % Mg – 0,21 % Sc // М.Е. Дриц, Ю.Г. Быков, Л.С. Торопова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1985. – № 4. – С. 48–50. DOI: 10.1007/BF00652102.

23. Захаров, В.В. О совместном легировании алюминиевых сплавов скандием и цирконием / В.В. Захаров // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2014. – № 6. – С. 3–8. DOI: 10.1007/s11041-014-9746-5
24. Фридляндер, И.Н. Современные алюминиевые, магниевые сплавы и композиционные материалы на их основе / И.Н. Фридляндер. – М.: ВИАМ, 2002. – 19 с.
25. Авторское свидетельство 1642769 СССР, МКИ С22F. Способ обработки сплавов системы алюминий – магний – скандий / Ю.Д. Корягин, А.Ю. Данилович, А.Э. Даммер и др. – № 4630729; заявл. 3.01.1989; опубл. 15.12.1990.
26. Елагин, В.И. Алюминиевые сплавы, легированные скандием / В.И. Елагин, В.В. Захаров, Т.Д. Ростова // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1992. – № 1. – С. 24–28. DOI: 10.1007/BF00768707
27. Авторское свидетельство 1736191 СССР, МКИ В21D. Способ изготовления изделий из алюминиевых сплавов / Ю.Д. Корягин, Б.К. Метелев, Н.И. Сотников и др. – 1992.
28. О легировании алюминиевых сплавов добавками скандия и циркония / В.Г. Давыдов, В.И. Елагин, В.В. Захаров, Т.Д. Ростова // *Цветные металлы и сплавы.* – 1996. – № 8. – С. 25–30.
29. Лукин, В.И. Sc – перспективный легирующий элемент для присадочных материалов / В.И. Лукин. – М.: ВИАМ, 1995. – 7 с.
30. Даммер, А.Э. Исследование свойств сплавов и разработка новых способов штамповки изделий авиационной техники / А.Э. Даммер, Ю.Д. Корягин, Е.В. Эжк // *Машины и технологии прогрессивных процессов обработки материалов давлением: сб. науч. тр.* – Челябинск: ЧГТУ, 1996. – С. 39–56.
31. Филатов, Ю.А. Деформируемые сплавы на основе системы Al–Mg–Sc / Ю.А. Филатов // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1996. – № 6. – С. 33–36. DOI: 10.1007/BF01395830.

32. Fujikawa, S.-I. Kinetics of Precipitation in Al–0,20 mass % Sc Alloy / S.-I. Fujikawa, S. Sakauchi // Aluminium Alloys. Their Physical and Mechanical Properties. Proc. of the 6th Int. Conf. on Aluminium Alloys, ICAA-6. Toyohashi, Japan. – The Japan Institute of Light Metals, 1998. – Vol. 2. – P. 805–810.
33. Фридляндер, И.Н. Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970–2000 и 2001–2015 гг. / И.Н. Фридляндер // Технология легких сплавов. – 2002. – № 4. – С. 12–17.
34. Корягин, Ю.Д. Оценка термической стабильности упрочненного холодной деформацией сплава 01570 / Ю.Д. Корягин, Д.А. Мирзаев, А.А. Звонков // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2003. – Вып. 3, № 3. – С. 70–74.
35. Дриц А.М., Овчинников В.В. Сварка алюминиевых сплавов. – М.: «Руда и металлы», 2020. – 444 с.
36. Свариваемые алюминиевые сплавы. /Николаев Г.А., Фридляндер И.Н., Арбузов Ю.П. – М.: Metallurgy, 1990. – 296 с.
37. Походня И.К. Газы в сварных швах. – М.: Машиностроение, 1972. – 256 с.
38. Походня И.К., Демченко Л.И. Численное исследование роста газового пузырька при кристаллизации металла сварочной ванны. // Автоматическая сварка. – 1977. – № 11. – С. 8–11.
39. Походня И.К., Демченко Л.И. Расчетная оценка давления водорода в порах при охлаждении сварных швов // Автоматическая сварка. – 1978. – № 3. – С. 27–29.
40. Овчинников В.В. Металловедение сварки алюминиевых сплавов. / В.В. Овчинников, М.А. Гуреева, В.И. Рязанцев. – М.: Издательство ЮРАЙТ. 2020. – 279 с.
41. Никифоров Г.Д. Metallurgy сварки плавлением алюминиевых сплавов. – М.: Машиностроение, 1972. – 264 с.

42. Никифоров Г.Д., Махортова А.Г. Условия возникновения пор при сварке алюминия и его сплавов // Сварочное производство. – 1961. – № 3. – С. 5–8.
43. Рабкин Д.М. Металлургия сварки алюминия и его сплавов. – Киев: Наук. думка, 1986. – 256 с.
44. Никифоров Г.Д., Силантьева С.А. Зарождение и развитие пор при сварке сплава АМгб // Сварочное производство. – 1962. – № 12. – С. 1–5.
45. Алов А.А., Филатов Ю.А., Левченкова А.Л. Пористость сварных соединений алюминиевых сплавов // Автоматическая сварка. – 1973. – № 1. – С. 70–71.
46. Овчинников В.В., Петров А.В., Гринин В.В. Исследование механизма образования пор в швах при аргонодуговой сварке листов алюминиевых сплавов, легированных литием // Автоматическая сварка. – 1989. – № 6. – С. 12–16.
47. Овчинников В.В., Петров А.В., Гринин В.В. Влияние температуры и времени нагрева листов сплава 1420 на окисление поверхности // Авиационная промышленность. 1990. № 3. С. 54–55.
48. Овчинников В.В., Петров А.В., Редчиц В.В., Федюнин С.М. Механизм и причины образования подповерхностных пор при сварке плавлением алюминиевых сплавов и их влияние на механические свойства сварных соединений // Сварочное производство. – 1992. – № 11. – С. 44–46.
49. Овчинников В.В., Редчиц В.В. О двух механизмах образования зародышей газовых пузырьков при сварке алюминиевых сплавов, содержащих литий // Сварочное производство. – 1991. – № 9. – С. 40–43.
50. Рабкин Д. М. Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов // Киев: Наук. думка. – 1986. – 256 с.
51. Шарафутдинов В.Г., Таран В.М., Андриец А.Ф., Жутеев Г.И., Шилов Л.А. Способ аргонодуговой сварки алюминия // Авторское свидетельство SU 1508456 A1, 20.04.2000.

52. Зайцев В.И., Дружинин А.Г. Якушин Б.Ф. О преимуществах импульсно-дуговой MIG-сварки высокопрочных алюминиевых сплавов // Сварка и диагностика. 2010. – № 2. – С. 4-39.

53. Малаховский В.А. Плазменные процессы в сварочном производстве. – М.: Высшая школа, 1988. – 72 с.

54. Щицын Ю.Д., Щицын В.Ю., Херольд Х. Плазменная сварка алюминиевых сплавов. // Сварочное производство. – 2003. – №5. – С.36-42.

55. Овчинников В.В. Современные виды сварки. М.: Издательский центр «Академия». 2011. – 208 с.

56. Овчинников В.В. Справочник сварщика. – М.: КНОРУС, 2013. – 272 с.

57. Степанов В.В., Конкевич В.Ю., Фролов В.А. Формирование соединений при сварке трением по способу Friction Stir Welding // Технология легких сплавов. 2003. – № 1. – С. 58-67.

58. Третьяк И.Г. Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов (обзор) // Автоматическая сварка. 2002. – № 7. – С.12-21.

59. Threadgill P. L. Friction stir welding of aluminium alloys / P. L. Threadgill, A. J. Leonard, H. R. Shercliff, P. J. Withers // TWI Bull. – 1997. – V. 28.– P. 30–33.

60. Khodir S. A. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded dissimilar aluminum joints of AA2024-T3 and AA7075-T6 / S. A. Khodir, T. Shibayanagi //Materials Transactions. – 2007. – V. 48 (7). – P. 1928-1937.

61. Dawes C. J. Friction stir process welds aluminium alloys: the process produces low-distortion, highquality, low-cost welds on aluminium / C. J. Dawes, W. M. Thomas // Welding Journal. – 1996. – V. 75. – P. 41–45.

62. McNelley T. R. Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys / T. R. McNelley, S. Swaminathan, J. Q. Su // Scripta Materialia. – 2008. – 58. – P. 349–354.

63. Mishra R. S. Friction stir welding and processing / R. S. Mishra, P. S. De, N. Kumar // Science and Engineering. – Springer International Publishing Switzerland, 2014. – 338 p.

64. Elangovan K. Influences of tool pin profile and tool shoulder diameter on the formation of friction stir processing zone in AA6061 aluminium alloy / K. Elangovan, V. Balasubramanian // Materials & Design. – 2008. – Vol. 29. – P. 362–373.

65. Gratecap F. Exploring material flow in friction stir welding: Tool eccentricity and formation of banded structures / F. Gratecap, M. Girard, S. Marya, G. Racineux // International Journal of Material Forming. – 2012. – Vol. 5. – P. 99–107.

66. Gratecap F. A simple methodology to define conical tool geometry and welding parameters in friction stir welding / F. Gratecap, G. Racineux, S. Marya // International Journal of Material Forming. – 2008. – Vol. 1. – P. 143–158.

67. Kumar K. The Role of Tool Design in Influencing the Mechanism for the Formation of Friction Stir Welds in Aluminum Alloy 7020 / K. Kumar, S.V. Kailas, T.S. Srivatsan // Materials and Manufacturing Processes. – 2011. – Vol. 26. – P. 915–921.

68. Li H. Parametric finite-element studies on the effect of tool shape in friction stir welding / H. Li, D. Mackenzie, R. Hamilton // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture. – 2010. – Vol. 224. – P. 1161–1173.

69. Lorrain O. Understanding the material flow path of friction stir welding process using unthreaded tools / O. Lorrain, V. Favier, H. Zahrouni, D. Lawrjaniec // Journal of Materials Processing Technology. – 2010. – Vol. 210. – P. 603–609.

70. Louro R. Effect of Tool Geometry in the Friction Stir Welding of AA6082-T651 / R. Louro, H. Gouveia, P. Brioso // Materials Science Forum. – 2008. – Vols. 587-588. – P. 976–980.

71. Zhang Y.N. Review of tools for friction stir welding and processing / Y.N. Zhang, X. Cao, S. Larose, P. Wanjara // *Canadian Metallurgical Quarterly*. – 2012. – Vol. 51. – P. 250–261.
72. Scialpi A. Influence of shoulder geometry on microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6082 aluminium alloy / A. Scialpi, L.A.C. De Filippis, P. Cavaliere // *Materials & Design*. – 2007. – Vol. 28. – P. 1124–1129.
73. Woo W. Influence of the Tool Pin and Shoulder on Microstructure and Natural Aging Kinetics in a Friction-Stir-Processed 6061–T6 Aluminum Alloy / W. Woo, H. Choo, D.W. Brown, Z. Feng // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2007. – Vol. 38. – P. 69–76.
74. Sato Y.S. Parameters controlling microstructure and hardness during friction-stir welding of precipitation-hardenable aluminum alloy 6063 / Y.S. Sato, M. Urata, H. Kokawa // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2002. – Vol. 33. – P. 625–635.
75. Gerlich A. Local melting and tool slippage during friction stir spot welding of Al-alloys / A. Gerlich, M. Yamamoto, T.H. North // *Journal of Materials Science*. – 2008. – Vol. 43. – P. 2-11.
76. Cavaliere P. Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of AA6082 joints produced by friction stir welding / P. Cavaliere, A. Squillace, F. Panella // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2008. – Vol. 200. – P. 364-372.
77. Assidi M. Friction model for friction stir welding process simulation: Calibrations from welding experiments / M. Assidi, L. Fourment, S. Guerdoux, T. Nelson // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2010. – Vol. 50. – Friction model for friction stir welding process simulation. – P. 143-155.
78. Ferro P. A. Semianalytical Thermal Model for Fiction Stir Welding / P. Ferro, F. Bonollo // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2010. – Vol. 41. – P. 440–449.

79. Hassan K. A. A. Effect of welding parameters on nugget zone microstructure and properties in high strength aluminium alloy friction stir welds / K. A. A. Hassan, P. B. Prangnell, A. F. Norman, D. A. Price & S. W. Williams // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2003. – №8 (4). – P. 257 – 268.
80. Podržaj P. Welding defects at friction stir welding / P. Podržaj, B. Jerman, D. Klobčar // *Metalurgija*. – 2015. – V. 54 (2). – P. 387-389.
81. Qian J. W. An analytical model to optimize rotation speed and travel speed of friction stir welding for defect-free joints / J. W. Qian, J. L. Li, F. Sun, J. T. Xiong, F. S. Zhang, X. Lin // *Scripta Materialia*. – 2013. – V. 68 (3-4). – P. 175-178.
82. Threadgill P. L. Terminology in friction stir welding / P. L. Threadgill // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2007. – V. 12. – P. 357-360.
83. Kosec G. Failure of the pinion from the drive of a cement mill / G. Kosec, A. Nagode, I. Budak, A. Antic, B. Kosec // *Engineering Failure Analysis*. – 2011. – V. 18 (1). – P. 450-454.
84. Vidal C. Fatigue behavior at elevated temperature of friction stir channelings solid plates of AA5083-H111 aluminium alloy / C. Vidal, V. Infante, P. Vilaca // *International Journal of Fatigue*. – 2014. – V. 62. – P. 85-92.
85. Colligan K. Material flow behavior during friction welding of aluminum / K. Colligan // *Weld J*. – 1999. – Vol. 75. – P. 229s–237s.
86. Liu F.C. In-situ material flow pattern around probe during friction stir welding of austenitic stainless steel / F.C. Liu, T.W. Nelson // *Materials & Design*. – 2016. – Vol. 110. – P. 354-364.
87. Kim J.H. Thermo-mechanical and microstructural modeling of friction stir welding of 6111-T4 aluminum alloys / J.H. Kim, F. Barlat, C. Kim, K. Chung // *Metals and Materials International*. – 2009. – Vol. 15. – P. 125-132.
88. Kim D. Numerical simulation of friction stir welding process / D. Kim, H. Badarinarayan, I. Ryu, J. Hoon Kim, C. Kim, K. Okamoto, R.H. Wagoner, K. Chung // *International Journal of Material Forming*. – 2009. – Vol. 2. – P. 383-386.

89. Frigaard Q. A process model for friction stir welding of age hardening aluminum alloys / Q. Frigaard, Q. Grong, O.T. Midling // Metallurgical and materials transactions A. – 2001. – Vol. 32. – P. 1189–1200.

90. Threadgill P. L. Friction stir welding of aluminium alloys / P. L. Threadgill, A. J. Leonard, H. R. Shercliff, P. J. Withers // TWI Bull. – 1997. – V. 28.– P. 30-33.

91. Standard D17.3:200X. Specification for friction stir welding of aluminum alloys for aerospace applications. – 1st ed. – Miami, FL : American Welding Society, 2006. – 58 p.

92. McNelley T. R. Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys / T. R. McNelley, S. Swaminathan, J. Q. Su // Scripta Materialia. – 2008. – 58. – P. 349–354.

93. Mahoney, M. W. Properties of friction-stir-welded 7075 T651 / M. W. Mahoney, C. G. Rhodes, J. G. Flintoff, R. A. Spurling, W. H. Bingel // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1998. – V. 29. – P. 1955-1964.

94. Leonard A. J. Microstructure and ageing behavior of FSW in aluminium alloys 2014A-T651 and 7075-T651 [Electronic resource] : Proc. 2nd Int. Symp. on Friction stir welding, TWI, Gothenburg, Sweden, June 2000. – Gothenburg, 2000. – 1 CD-ROM.

95. Peel M. Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds / M. Peel, A. Steuwer, M. Preuss, P. J. Withers // Acta Materialia. – 2003. – V. 51 (16). – P. 4791-4801.

96. Su Q. Microstructure investigation of friction stir welding 7050-T651 aluminum / Q. Su, T. W. Nelson, R. Mishra, M. Mahoney // Acta Materialia. – 2003. – V. 53 (1). – P. 713-729.

97. Norman A. F. High resolution EBSD analysis of the grain structure in an AA2024 friction stir weld / A. F. Norman, I. Brough, P. B. Prangnell: Materials Science Forum. – 2000. – V. 331-333. – P. 1713-1718.

98. Steuwer A. A combined approach to microstructure mapping of an Al–Li AA2199 friction stir weld / A. Steuwer, M. Dumont, J. Altenkirch, S. Biroasca, A. Deschamps, P. B. Prangnell, P. J. Withers // *Acta Materialia*. – 2011. – V.59. – P.3002–3011.

99. Attallah M. M. Influence of base metal microstructure on microstructural development in aluminium based alloy friction stir welds / M. M. Attallah, C. L. Davis, M. Strangwood // *Science and Technology of Welding & Joining*. – 2007. – V. 12 (4). – P. 361-369.

100. Луц А. Р. Алюминий и его сплавы : Учебное пособие / А. Р. Луц, А. А. Суслина. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2013. – 81 с.

101. Ahmad Z. The properties and application of scandium-reinforced aluminum / Z. Ahmad // *JOM February*. – 2003. – V. 55 (2). – P. 35-39.

102. Norman A. F. Development of new high strength Al – Sc filler wires for fusion welding 7000 series aluminium aerospace alloys / A. F. Norman, S. S. Birley, P. B. Prangnell // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2003. – V. 8 (4). – P. 235-245.

103. Yin Z. Effect of minor Sc and Zr on the microstructure and mechanical properties of Al-Mg based alloys [J] / Z. Yin, Q. Pan, Y. Zhang, et al. // *Materials Science and Engineering: A*. – 2000. – V. 280 (1). – P. 151–155.

104. Yin Z. Recrystallization of Al-Mg-Mn and Al-Mg-Mn-Sc-Zr alloys / Z. Yin, D. Zhu, F. Jiang // *Journal of Material Engineering*. – 2004. – V. 6. – P. 3–6.

105. Wang Y. Recrystallization of Al-5.8Mg-Mn-Sc-Zr alloy / Y. Wang, Q. Pan, Y. Song, C. Li, Z. Li, Q. Chen, Z. Yin // *Transactions of nonferrous metals society of China*. – 2013. – V. 23 (11). – P. 3235–3241.

106. Charit I. Low temperature superplasticity in a friction-stir-processed ultrafine grained Al–Zn–Mg–Sc alloy / I. Charit, R. S. Mishra // *Acta Materialia*. – 2005. – V. 53 (6). – P. 4211–4223.

107. Valiev R. Z. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation / R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev, I. V. Alexandrov // *Progress in Materials Science*. – 2000. – V. 45. – P. 103–189.

108. Mahoney M. W. Friction stir processing : OMB No. 0704-0188. / M. W. Mahoney, S. P. Lynch. – Thousand Oaks Defense Technical Information Center, 2006. – 15 p.
109. Valiev R. Z. Principles of equal channel angular pressing as a processing tool for grain refinement / R. Z. Valiev, T. G. Langdon // *Progress in Materials Science*. – 2006. – V. 51 (7). – P. 881–981.
110. Saito Y. Ultra-finegrained bulk aluminum produced by accumulative rollbonding (ARB) process / Y. Saito, H. Utsunomiya, T. Sakai, R. G. Hong // *Scripta Materialia*. – 1998. – V. 39. – P. 1221–1227.
111. Zhao Y. H. Simultaneously increasing the ductility and strength of nanostructured alloys / Y. H. Zhao, X. Z. Liao, S. Cheng, E. Ma, Y. T. Zhu // *Advanced Materials*. – 2006. – V. 18. – P. 2280–2285.
112. Lewandowska M. Recent development in grain refinement by hydrostatic extrusion / M. Lewandowska, K. J. Kurzydowski // *Journal of Materials Science*. – 2008. – V. 43. – P. 7299–7306.
113. Beygelzimer Y. Useful properties of twist extrusion / Y. Beygelzimer, V. Varyukhin, S. Synkov, D. Orlov // *Materials Science and Engineering: A*. – 2009. – V. 503. – P. 14–17.
114. Zhilyaev A. P. Using high-pressure torsion for metal processing: fundamentals and applications / A. P. Zhilyaev, T. G. Langdon // *Progress in Materials Science*. – 2008. – V. 53. – P. 893–979.
115. Boehner A. Macro- and nanomechanical properties and strain ratesensitivity of accumulative roll bonded and equal channel angular pressed ultrafine-grained materials / A. Boehner, V. Maier, K. Durst, H. W. Hoepfel, M. Goeken // *Advanced Engineering Materials*. – 2011. – V. 13 (4). – P. 251–255.
116. Pirgazi H. Texture evolution of AA3003 aluminum alloy sheet produced by accumulative roll bonding / H. Pirgazi, A. Akbarzadeh, R. Petrov, J. Sidor, L. Kestens // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – V. 492 (1-2). – P. 110–117.

117. Pippan R. Saturation of fragmentation during severe plastic deformation / R. Pippan, S. Scheriau, A. Taylor, M. Hafok, A. Hohenwarter, A. Bachmaier // *Annual Review of Materials Research*. – 2010. – V. 40. – P. 319–343.

118. Елисеев А.А. Механические свойства сплава АМг5 в ультрамелкозернистом состоянии, полученного перемешивающей фрикционной обработкой листового проката различной толщины / А.А. Елисеев, Т.А. Калашникова, А.В. Филиппов, К.Н. Калашников, В.А. Белобородов, А.В. Чумаевский // *Фундаментальные исследования*. – 2016. – № 12-2. – С. 278-283.

119. Malopheyev S. Strengthening mechanisms in a Zr-modified 5083 alloy deformed to high strains / S. Malopheyev, R. Kaibyshev // *Materials Science and Engineering: A*. 2015. – V. 620. – P. 246-252.

120. Humphreys F. J. Recrystallization and related annealing phenomena / F. J. Humphreys, M. Hatherly. – 2nd ed. – Elsevier, Oxford, 2005. – 498 p.

121. Stolyarov V. V. Microstructures and properties of ultrafine-grained pure titanium processed by equal-channel angular pressing and cold deformation / V. V. Stolyarov, Y. T. Zhu, T. C. Lowe, R. Z. Valiev // *J Nanosci Nanotechnol*. 2001. – V. 1 (2). – P. 237-42.

122. Evans W. T. Friction stir extrusion: a new process for joining dissimilar materials / W. T. Evans, B. T. Gibson, J. T. Reynolds, A. M. Strauss, G. E. Cook // *Manufacturing Letters*. – 2015. – V. 5. – P. 25-28.

123. Sabirov I. Nanostructured aluminium alloys produced by severe plastic deformation: New horizons in development / I. Sabirov, M. Yu. Murashkin, R. Z. Valiev // *Materials Science&Engineering A*. – 2013. – V. 560. – P. 1–24.

124. Рубцов В. Е. Одномерная модель неоднородного сдвига при трении скольжения / В. Е. Рубцов, С. Ю. Тарасов, А. В. Колубаев // *Физическая мезомеханика*. – 2012. – № 15 (4). – С. 103–108.

125. Tarasov S. Subsurface shear instability and nanostructuring of metals in sliding / S. Tarasov, V. Rubtsov, A. Kolubaev // *Wear*. – 2010. – V. 268. – P. 59–66.

126. Овчинников В.В., Редчиц В.В., Редчиц А.В. Повышение проплавающей способности плазменной дуги при сварке алюминиевых сплавов // Новые материалы и технологии. М.: МАТИ, 1997. – 160 с.
127. Патент РФ № 2292256. Способ плазменной сварки /Овчинников В.В., Алексеев В.В. Опубл. 25.01.2007, бюл. 46.
128. Растопчин Р.Н., Овчинников В.В. Плазменная сварка высокопрочных алюминиевых сплавов. // Научные технологии в машиностроении. 2020. – №7. – С.3–11.
129. Овчинников В.В., Редчиц В.В., Редчиц А.В. Повышение энергетической эффективности плазменной сварки // Сварочное производство. 2004. № 8. С. 21–23.
130. Татаринев Е.А., Киселев Г.С. К расчету вольт-амперной характеристики плазменной сварки при импульсной подаче аргона и гелия // Сварка и диагностика. 2009. № 5. С. 11–15.
131. Humphreys F. J. Recrystallization and related annealing phenomena / F. J. Humphreys, M. Hatherly. – 2nd ed. – Elsevier, Oxford, 2005. – 498 p.
132. ГОСТ 6996–66. сварные соединения. Методы определения механических свойств. – М.: Стандартинформ, 2006. – 44 с.
133. ГОСТ 5639-82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. – Введ. 1983–01–01. – М. : изд-во стандартов, 1983.
134. Humphreys. Quantitative metallography by electron backscattered diffraction / Humphreys // Journal of Microscopy. – 1999. – Vol. 195. – P. 170-185.
135. ГОСТ 9.021–74 Алюминий и сплавы алюминиевые. Методы ускоренных испытаний на межкристаллитную коррозию. – М.: Издательство стандартов, 1978. – 4 с.
136. Фридляндер И.Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы.– М.: Металлургия, 1979.– 208 с.
137. Металловедение алюминия и его сплавов: Справочник / Отв. Ред. Фридляндер И.Н. – М.: Металлургия. 1983.– 280 с.

138. Дриц А.М., Овчинников В.В., Растопчин Р.Н. Технологические свойства листов из свариваемого алюминиевого сплава 1565ч для производства цистерн. // Технология легких сплавов. – 2012.–№3.–С.20-29.

139. Лукин В.И., Филатов Ю.А., Панасюгина Л.И. Особенности сварки алюминиевых сплавов со скандием // Технология легких сплавов. 1997. – №5. – С. 10–13.

140. Елагин, В. И. Алюминиевые сплавы, легированные скандием / В. И. Елагин, В.В. Захаров, Т. Д. Ростова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1992. – № 1. – С. 24–28.

141. Структура и свойства соединений, полученных при сварке сплава АМгб с использованием присадочных проволок со скандием / А. Я. Ищенко, А. В. Лозовская, А. Г. Покляцкий и др. // Автоматическая сварка. – 1999. – № 4. – С. 19–25.

142. Филатов, Ю.А. Структура и свойства деформированных полуфабрикатов из алюминиевого сплава 01570С системы Al–Mg–Sc для изделия РКК «Энергия» / Ю. А. Филатов, А. Д. Плотников // Технология легких сплавов. – 2011. – № 2. – С. 15–26.

143. Механические свойства конструкционных материалов при низких температурах: сб. научн. трудов: пер. с англ. / под ред. И. Н. Фридляндера. М.: Металлургия, 1983. – 432 с.

144. Херцберг, Р.В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов / Р. В. Херцберг. Пер. с англ./ под ред. Бернштейна М. Л., Ефименко С. П. – М.: Металлургия, 1989. – 576 с.

145. Алюминиево-магниевого сплава 1565ч для криогенного применения / А. С. Орыщенко, Е. П. Осокин, Н. Н. Барахтина и др. // Цветные металлы. – 2012. – № 11. – С. 84–89.

146. Орыщенко, А.С. Свойства сварных соединений алюминиево-магниевого сплава криогенного назначения / А. С Орыщенко, В. И. Павлова, С. А. Зыков, Е. П. Осокин // Цветные металлы. 2014. – № 3. – С. 64–70.

147. Стасюк, С.З. Исследование изменения механических свойств алюминиевых сплавов АМг6, 5083 и их сварных соединений при криогенной температуре / С.З. Стасюк // Проблемы прочности. – 1978. – № 8. – С. 109–112.
148. Степанов, Г.А. Свойства сплава АМг5 и его сварных соединений применительно к деталям криогенной техники / Г. А. Степанов, В. И. Скольцов // Химическое и нефтегазовое машиностроение. – 2005. – № 3. – С. 43–46.
149. Степанов, Г.А. Свойства цветных металлов применяемых в криогенной технике Вып.1. Алюминий, титан и их сплавы / Г. А. Степанов, А. М. Фаткина, О. А. Толкачова // М.: Изд. Стандартов, 1981. – 44 с.
150. Солнцев, Ю.П. Материалы для низких и криогенных температур: Энциклопедический справочник / Ю.П. Солнцев, Б.С. Ермаков, О.И. Слепцов. – СПб.: ХИМИЗДАТ, 2008. – 768 с.
151. Дриц А.М., Овчинников В.В., Растопчин Р.Н. Исследование свойств сварных соединений сплава 1565ч применительно к изготовления сварных цистерн. // Цветные металлы – 2012. – №12. – С.85– 89.
152. Рязанцев В.И., Савостиков А.И. Исследование газовой выделения при нагреве деформируемых свариваемых алюминиевых сплавов. // Сварочное производство. 1990. № 12. С. 32—34.
153. Овчинников В.В., Рязанцев В.И., Савостиков А.И. Исследование газовой выделения при нагреве деформируемых свариваемых алюминиевых сплавов. // Сварочное производство. 1991. № 6. С. 14—19.
154. Рабкин Д.М., Игнатъев В.Г., Довбищенко И.В. Дуговая сварка алюминия и его сплавов. – М.: Машиностроение, 1982. – 95 с.
155. Сидорец В.Н., Бушма А.И., Хаскин В.Ю. Лазерно-микроплазменная сварка алюминиевых сплавов // Збірник наукових праць наук. – 2012. – № 3–4. – С. 26–31.
156. Баженов А.М., Панов А.И., Гилев И.А. Плазменная сварка алюминиевых сплавов малых толщин. // Вестник ПНИПУ, 2015. Т.17, №3. – С. 5–12.

157. Николаев В.А., Фридляндер И.Н., Арбузов Ю.П. Свариваемые алюминиевые сплавы. – М.: Металлургия, 1990. – 296 с.
158. Руссо В.Л. Сварка алюминия и его сплавов. – Л.: Судпромгиз, 1956. – 140 с.
159. Рабкин Д.М., Лозовская А.В. Металловедение сварки алюминия и его сплавов. – Киев: Наук. думка, 1992. – 160 с.
160. Щицын Ю.Д. Плазменные технологии в сварочном производстве / Перм. гос. техн. ун-т. – Пермь, 2004. – Ч. 1. – 73 с.
161. Plasma arc welding: Process, sensing, control and modeling / C.S. Wu, L. Wang, W.J. Ren, X.Y. Zhang // Journal of Manufacturing Processes. - 2014. - № 16. – С. 74–85.
162. Совершенствование технологий плазменной сварки проникающей дугой цветных металлов и сложнолегированных сплавов / Ю.Д. Щицын, И.Л. Синани, Д.С. Белинин, С.Д. Неулыбин // Известия Самар. науч. центра РАН. – 2013. – Т. 15, № 4 (2). – С. 427–431.
163. Лабур Т.М., Гринюк А.А., Покляцкий А.Г. Механические свойства сварных соединений алюминиево–литиевых сплавов, полученных плазменной сваркой // Автоматическая сварка. 2006. – № 6. – С. 40–43.
164. Особенности сварки тонколистовых конструкций из сплава 1420 / В.В. Гринин, А.И. Лопаткин, В.В. Овчинников [и др.] // Сварочное производство. – 1985. – № 8. – С. 13–15.
165. Лукин В.И., Якушин Б.Ф., Настич С.Ю. Исследование свариваемости сверхлегких Al–Mg–Li сплавов // Сварочное производство. – 1996. – № 12. – С. 15–20.
166. Гуреева М.А., Овчинников В.В., Рязанцев В.И. Металловедение сварки алюминиевых сплавов: учебное пособие для среднего профессионального образования. – 2-е изд. – М: Изд-во Юрайт, 2019. – 243 с.
167. Овчинников В.В. Исследование свариваемости и разработка технологии сварки распределенными источниками тепла алюминиево-

литиевых сплавов : диссертация ... доктора технических наук : 05.03.06. – Москва, 2003. – 377 с. : ил.

168. Шиганов, И.Н. Подготовка алюминиевых сплавов под сварку лазерной очисткой / И.Н. Шиганов, М.Ю. Курилов. // Технология машиностроения. 2015. № 10. С. 48-50.

169. Dzelnitzki D. Aluplasmaschweissen: Gleich- oder Wechselstrom? // Technica (Suisse). – 2000. – 49, № 10. – S. 44–53.

170. Cooper G., Palermo J., Browning J.A. Recent Developments in Plasma Welding // Welding J. – 1965. – 44, № 4. – P. 268–276.

171. Быховский Д.Г., Беляев В.М. Особенности формирования швов при сварке плазменной (сжатой) дугой обратной полярности // Сварочное производство. – 1971. – № 9. – С. 25–26.

172. Быховский Д.Г., Беляев В.М. Энергетические характеристики плазменной дуги при обратной полярности // Автоматическая сварка. – 1971. – № 5. – С. 27–30.

173. Применение плазменно–дуговой сварки при производстве криогенного оборудования из алюминиевых сплавов / С.А. Некрасов, Г.П. Салкин, А.С. Бычков, В.И. Астахин // Сварочное производство. – 1976. – № 4. – С. 16–17.

174. А. с. № 221477 МПИ В 23k9/16. Способ плазменной сварки / Б.Е. Патон, Д.А. Дудко, В.С. Гвоздецкий и др.; Заявка № 1164345/25–27 от 17.06.1967.

175. Основные тенденции развития плазменно-дуговой сварки алюминиевых сплавов. /А.А. Гринюк, В.Н. Коржик, В.Е. Шевченко, А.А. Бабич, С.И. Пелешенко, В.Г. Чайка, А.Ф. Тищенко, Г.В. Ковбасенко. // Автоматическая сварка. 2015. – №11. – С.39–50.

176. Скачков, Ю. Н. Причины появления окисных плен в сварных швах сплава АМгб [Текст] / Ю. Н. Скачков, О. М. Новиков, М. Д. Мамон // Сварочное производство. – 1973. – № 4. – С. 27–29.

177. Мауро, Х. Формирование валика сварного шва при импульсной дуговой сварке неплавящимся электродом в инертных газах [Текст] / Х. Мауро, Е. Хирата // Quarterly journal of the japan welding society. – 1985. – Т. 3, № 2. – С. 17–24.

178. Рязанцев, В. И. Особенности кристаллизации сварочной ванны при сварке с наложением на дугу кратковременных импульсов тока [Текст] / В. И. Рязанцев, Г. А. Славин, Н. М. Трохинская и др. // Сварочное производство. – 1988. – № 4. – С. 39–41.

179. Колесников, П. Н. Электродинамическое ускорение плазмы [Текст] / П. Н. Колесников. – М.: Атомиздат, 1971. – 372 с.

180. Овчинников В.В., Растопчин Р.Н. Плазменная сварка высокопрочных алюминиевых сплавов. // Научные технологии в машиностроении. 2020. – №7. – С.3–11.

181. 8. O. Grushko, V. Ovsyannikov, V. Ovchinnikov. Aluminum-lithium Alloys: Process Metallurgy, Physical Metallurgy and Welding. – CRS Press, 2016, London, New York, – 308 p.

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
 ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
 «МОСКОВСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»
 (МОСКОВСКИЙ ПОЛИТЕХ)

АКТ

№ _____

(место составления)

УТВЕРЖДАЮ

Проректор по учебной работе

Г.Х. Шарипзянова

«_____» 2025 г.

О внедрении в учебный процесс университета результатов диссертационной работы «Влияние легирования присадочной проволоки скандием на структуру и свойства соединений сплава 1565чМ, выполненных плазменной сваркой», выполненной соискателем кафедры «Материаловедение» РаSTOPЧИНЫМ Русланом Николаевичем.


Мы, нижеподписавшиеся директор департамента по образовательной политике, декан факультета машиностроения, заведующий кафедрой «Материаловедение» составили настоящий акт о том, что результаты диссертационной работы по теме «Влияние легирования присадочной проволоки скандием на структуру и свойства соединений сплава 1565чМ, выполненных плазменной сваркой» имеют теоретическое и практическое значение для учебного процесса и внедрены в учебный процесс Московского политехнического университета при обучении студентов направления подготовки: 22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов» (дисциплина «Оборудование и технологии обработки концентрированными потоками энергии») в форме лекции по теме «Структура и механизмы упрочнения цветных сплавов».

Кафедра, внедрившая результаты: «Материаловедение».

Номер протокола и дата заседания кафедры, на котором рассмотрены результаты внедрения: протокол №2/26 от 06.10.2025.


Начало использования объекта внедрения: 09 апреля 2025 года.

Директор
 департамента по
 образовательной политике


 (личная подпись)

А.Б. Максимов

Декан факультета,
 внедривший разработку


 (личная подпись)

Е.В. Сафонов

Заведующий кафедрой


 (личная подпись)

В.В. Овчинников

Составлен в 2-х экземплярах:
 1-й экземпляр – факультет машиностроения
 2-й экземпляр – кафедра «Материаловедение»

"УТВЕРЖДАЮ"

Технический директор АО "БЕЦЕМА"



Пиллос Г.В

АКТ

об использовании в производстве результатов исследований по диссертационной работе Растопчина Руслана Николаевича «Влияние легирования присадочной проволоки скандием на структуру и свойства соединений сплава 1565чМ, выполненных плазменной сваркой» на соискание ученой степени кандидата технических наук

Настоящий акт составлен о том, что результаты диссертационной работы «Влияние легирования присадочной проволоки скандием на структуру и свойства соединений сплава 1565чМ, выполненных плазменной сваркой» Растопчина Руслана Николаевича, представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук, использованы в производстве АО "БЕЦЕМА" при изготовлении сварных цистерн специальных автомобилей – бензовозов и цементовозов.

Основная проблема производства сварных цистерн заключалась в том, что алюминиевые сплавы, производимые по российским стандартам, либо имели недостаточную прочность, что требовало использования больших толщин и явно снижало преимущество по массе цистерны перед сталью, либо низкую пластичность (удлинение менее 17%).

В связи с этим большой интерес представляли, содержащиеся в диссертационной работе Растопчина Р.Н., результаты по влиянию легирования скандием присадочной проволоки для сварки алюминиевого сплава 1565чМ на структуру и свойства получаемых сварных соединений.

Полученные при участии Растопчина Р.Н. листы сплава 1565чМ превосходили листы сплава АМг5, используемый для изготовления сварных цистерн, по прочности при сохранении высоких пластических свойств. Это открыло перспективы замены листов сплава АМг5 толщиной 6-7 мм на листы сплава 1565чМ толщиной 5,5 мм в качестве основного материала для изготовления сварных цистерн специальных автомобилей. Такая замена позволяла снизить массу пустой цистерны.

При непосредственном участии Растопчина Р.Н. выполнены исследования процесса плазменной сварки протяженных швов сплава 1565чМ, определен оптимальный химический состав присадочной проволоки, изучен комплекс механических характеристик и микроструктура сварных соединений.

Были изготовлены опытные экземпляры бензовоза и цементовоза со сварными цистернами из листов сплава 1565чМ, которые в течение 4 лет эксплуатируются в условиях средней полосы России. До настоящего времени отказов и повреждений в опытных конструкциях специальных автомобилей не выявлено.

Проведенные испытания алюминиевого сплава 1565чМ, показали его высокую эффективность при изготовлении сварных цистерн, технологический процесс изготовления которых (помимо сварки) включает операции формообразования и гибки сварных заготовок.

Масса опытных цистерн из сплава 1565чМ по сравнению с серийными цистернами из сплава АМг5 была снижена на 320...350 кг.

Использование результатов диссертационной работы Растопчина Р.Н. позволило повысить надежность сварных цистерн, снизить их массу и нагрузку на ось автомобиля-тягача. Это помогло компании быстро выйти на рынок алюминиевых бензовозов, получив серьезное преимущество над имеющимися конкурентами.

Главный технолог
АО "БЕЦЕМА"

Южаков А.А.