

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования «Национальный исследовательский технологический
университет «МИСиС»

На правах рукописи

Карпова Жанна Александровна

Формирование структуры в сварных соединениях листового проката
алюминиевых сплавов, легированных кальцием

05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Диссертация

на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель

доктор технических наук, профессор Белов Николай Александрович

Москва 2021

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
ГЛАВА 1. ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ.....	11
1.1 Характеристика алюминия и его сплавов.....	11
1.2 Системы легирования и методы упрочнения алюминиевых сплавов.....	13
1.3 Способы сварки конструкций из алюминиевых сплавов.....	16
1.3.1 Дуговая сварка неплавящимся электродом в защитных газах.....	17
1.3.2 Сварка плавящимся электродом.....	20
1.3.2.1 Сварка плавящимся электродом с процессом холодного переноса капель.....	21
1.3.2.2 Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом.....	21
1.3.3 Лазерная сварка алюминиевых сплавов.....	23
1.3.4 Плазменная сварка алюминиевых сплавов.....	25
1.3.5 Гибридная сварка (лазерно-дуговая или комбинированная).....	26
1.3.6 Электронно-лучевая сварка алюминиевых сплавов.....	27
1.3.7 Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов.....	28
1.4 Свариваемость термически неупрочняемых сплавов Al-Mg.....	29
1.5 Сплавы системы Al-Zn-Mg.....	32
1.5.1 Влияние циркония и скандия на свариваемость Al-Zn-Mg сплавов.....	38
1.5.2 Влияние примесей железа и кремния на свариваемость Al-Zn-Mg сплавов.....	41
1.6 Проблемы свариваемости высокопрочных алюминиевых сплавов.....	42
1.6.1 Причины образования пор в сварных соединениях.....	42
1.6.2 Кристаллизационные трещины.....	45
1.7 Свойства сварных соединений алюминиевых сплавов.....	49
1.8 Коррозионные свойства сварных соединений сплавов системы Al-Zn-Mg	51
1.9 Применение сплавов системы Al-Zn-Mg и Al-Mg в сварных конструкциях	53
1.10 Сплавы системы Al-Zn-Mg-Ca.....	56

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 1.....	58
2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	60
2.1 Плавка и термообработка сплавов.....	60
2.2 Продольная и радиально-сдвиговая прокатка.....	62
2.3 Аргонодуговая сварка.....	63
2.4 Измерение твердости.....	64
2.5 Структурные исследования.....	65
2.6 Испытания на растяжение.....	66
2.7 Компьютерная рентгеновская томография.....	68
ГЛАВА 3. ОБОСНОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА РАСЧЕТНО- ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫМ МЕТОДОМ.....	70
3.1 Расчет систем Al-Ca-Zn-Mg и Al-Ca-Zn-Mg-Fe.....	70
3.2 Обоснование состава сплавов Al-Zn-Mg-Ca-Fe-Zr-Sc.....	73
3.3 Анализ литой структуры и механических свойств после ступенчатого отжига.....	75
ГЛАВА 4. АНАЛИЗ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ЛИТОЙ СТРУКТУРЫ.....	78
ГЛАВА 5. ТЕХНОЛОГИЧНОСТЬ СПЛАВА ПРИ ПРОКАТКЕ И ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЛИСТА.....	81
ГЛАВА 6. ТЕХНОЛОГИЧНОСТЬ СПЛАВА ПРИ АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКЕ И ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ	91
6.1 Опробование на проплав цельнолистового металла.....	93
6.2 Внешний вид и микроструктура сварных соединений.....	95
6.3 Механические свойства сварных соединений.....	102
6.4 Фрактография и компьютерная томография сварных соединений.....	107
ЗАКЛЮЧЕНИЕ И ОБЩИЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ.....	111
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ.....	114
ПРИЛОЖЕНИЕ А Патент.....	127
ПРИЛОЖЕНИЕ Б Акт внедрения.....	128

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность проблемы

Начиная с середины прошлого столетия алюминиевые сплавы широко применяются во многих отраслях промышленности, так как имеют малую плотность, а по удельной прочности сравнимы с другими конструкционными сталями и сплавами. Кроме того, многие современные алюминиевые сплавы обладают хорошей сопротивляемостью коррозии в морской и речной воде, жаропрочностью, а также высокими механическими свойствами при криогенной температуре (до минус 196 °С). Это обусловило их преимущественное применение в авиационной и ракетно-космической отрасли, автотранспортной технике и судостроении.

Однако по мере повышения эксплуатационных свойств алюминиевых сплавов увеличивается их склонность к образованию технологических дефектов, в том числе при сварке: пористости в швах, трещинам различной природы и хрупкости сварных соединений. В связи с этим ряд высокопрочных сплавов относят к категории несвариваемых.

Сварка плавлением сопровождается кристаллизацией расплавленной ванны, образованием интерметаллидных фаз, распадом пересыщенных твердых растворов. В зоне термического влияния происходит интенсивный рост зерна, вследствие чего может снижаться пластичность и вязкость металла. Состояние и структура зоны термического влияния могут оказаться решающими при оценке свариваемости металла.

Основными видами внутренних дефектов, образующихся при сварке плавлением алюминиевых сплавов, являются непровары и межваликовые несплавления, трещины, пористость, вольфрамовые и оксидные включения. Многократные подварки и периодические нагревы снижают усталостную прочность основного металла и сварных соединений, так как ведут к увеличению зерна и коагуляции фаз на границах.

Появление этих дефектов в значительной мере зависит от состава сплава, который определяет характер кристаллизации в процессе сварки.

В целом сочетание требуемых механических свойств с высокой технологичностью при сварке является непростой задачей для алюминиевых сплавов. Наилучшим балансом этих характеристик обладают среднепрочные деформируемые сплавы типа АМгб (система Al–Mg), 1915 (система Al–Zn–Mg) и АД35 (система Al–Mg–Si). Среди них наиболее высокими прочностными свойствами обладают сплавы, легированные цинком и магнием в количестве 6-7%. Однако марочные сплавы этой системы обладают низкими литейными свойствами, поэтому не могут быть использованы для получения фасонных отливок сложной формы. В связи с этим получение из них гибридных изделий, включающих сварные соединения отливок и деформированных полуфабрикатов, весьма затруднено. Следовательно, актуально создание новых сплавов, обладающих высокой технологичностью при литье, обработке давлением и сварке (прежде всего, наиболее распространенной аргоно-дуговой).

В недавних исследованиях, проведенных в НИТУ «МИСиС» было показано, что система Al–Ca является перспективной для разработки сплавов с улучшенным комплексом механических, технологических и коррозионных свойств. В частности, алюминий-кальциевые сплавы с добавками цинка и магния показали хорошую технологичность при литье под давлением и в кокиль. При этом в литом состоянии временное сопротивление на разрыв достигает 350 МПа, что отвечает уровню деформированных полуфабрикатов среднепрочных сплавов. Сплавы системы Al–Ca–Zn–Mg показали хорошую технологичность и при обработке давлением, в частности при горячей и холодной прокатке. Поскольку свариваемость сплавов данной системы ранее не изучалась, то данная работа была сфокусирована именно на это.

Цель работы

Обоснование состава и структуры алюминий-кальциевых сплавов с добавками цинка и магния, предназначенных для сварки листового проката

без использования операции закалки и допускающих нагревы до 300 °С без снижения прочностных свойств.

Для достижения цели были поставлены следующие задачи:

1. Провести качественный и количественный расчетно-экспериментальный анализ фазового состава сплавов системы Al-Ca-Zn-Mg-(Fe, Si) в условиях равновесной и неравновесной кристаллизации.
2. Изучить формирование структуры сплавов данной системы в процессе литья, термомеханической обработки и сварки.
3. Оценить характер распределения элементов между алюминиевым твердым раствором (Al) и вторыми фазами.
4. Оценить технологичность при обработке давлением и аргонодуговой сварке и ее связь со структурой и фазовым составом.
5. Оценить способность сварных соединений к упрочнению в процессе отжига (без использования закалки) за счет формирования наночастиц фазы $Al_3(Zr, Sc)$ структурного типа $L1_2$.

Научная новизна

1. Впервые обоснованы концентрации легирующих элементов сплавов системы Al-Ca-Zn-Mg, которые позволяют получать одновременно качественные отливки, деформируемые полуфабрикаты и сварные соединения. Кальций способствует формированию частиц эвтектического происхождения и обеспечивает необходимый уровень технологичности при прокатке и аргонодуговой сварке, а цинк и магний, большая часть которых входит в алюминиевый твердый раствор при кристаллизации, обеспечивают повышение прочности.

2. Изучено формирование структуры сварных соединений сплавов системы Al-Ca-Zn-Mg-Zr-Sc-(Fe,Si), которая качественно и количественно соответствует литой структуре, где отсутствуют фазы грубой морфологии, поскольку кальций позволяет связать железо и кремний в тройные соединения ($Al_{10}CaFe_2$ и Al_2CaSi_2).

3. Установлено, что после отжига сварные соединения, полученные с использованием проволоки основного металла, упрочняются в результате выделения когерентных наночастиц фазы $L1_2$, что приводит к повышению временного сопротивления на 11 %. Модифицирующий эффект циркония и скандия позволяет дополнительно снизить склонность сплавов к горячеломкости в процессе кристаллизации.

4. Установлено, что при использовании в качестве присадочного материала сплавов с содержанием магния более 5 % нужно ограничивать перегрев в сварочной ванне, что может приводить к повышенной пористости в сварном шве и снижению прочности и коррозионной стойкости.

5. Установлено, что использование в качестве сварочной проволоки сплавов на базе Al-Si недопустимо, так как эффективность скандия резко снижается в случае его применения в сплавах с кремнием в связи с образованием фазы $AlSi_2Sc_2$.

Практическая значимость

1. Предложены составы сплавов Al-Ca-Zn-Mg-Zr-Sc-(Fe,Si), не требующие операций гомогенизации и закалки с повышенной термостойкостью до 300 °С. Показано, что материал, несмотря на высокую долю эвтектической составляющей, обладает достаточной технологичностью при продольной, радиально-сдвиговой и сортовой прокатке со степенью обжатия до 95%.

2. Предложена технология получения листового проката из негомогенизированных слитков сплава Al-Ca-Zn-Mg-Zr-Sc-(Fe,Si), позволяющего получать в отожженных при 350 °С листах временное сопротивление при растяжении не менее 330 МПа, предел текучести не менее 270 МПа и относительное удлинение не менее 4,5 %.

3. Разработан режим аргонно-дуговой сварки, позволяющий достигать в сварных соединениях сплава Al-Ca-Zn-Mg-Zr-Sc-(Fe,Si) прочности не менее 80% от основного металла (Патент РФ № 2716568).

4. Разработана и изготовлена сварочная проволока оригинального состава основного металла.

5. Проведен сравнительный анализ механических свойств сварных соединений исследуемых сплавов с марочными сплавами 1915, АМг6, 1565. Сварные соединения из разработанных сплавов превосходят 1915 по пределу прочности, а сплавы АМг6 и 1565 по пределу текучести.

Работа выполнена при поддержке Задания № 11.2072.2017/4.6 на выполнение проекта по теме «Разработка технологии получения деформированных полуфабрикатов из алюмоматричных эвтектических композитов, упрочняемых наночастицами фазы $L1_2$ без использования закалки». По результатам работы получен патент (Приложение А) и акт внедрения (Приложение Б).

Положения, выносимые на защиту

1. Характер равновесной и неравновесной кристаллизации сплавов системы Al-Ca-Zn-Mg-(Fe,Si), фазовый состав и морфология структурных составляющих.

2. Распределение легирующих элементов между алюминиевым твердым раствором (Al) и вторыми фазами.

3. Формирование структуры и технологичность сплавов, содержащих (Zn+Mg) от 6 % до 7 %, легированных Ca, Fe и малыми добавками Zr и Sc при получении горячекатаного листа и сварного соединения.

4. Способность горячекатаных листов и сварных соединений к упрочнению в процессе отжига за счет формирования когерентных наночастиц фазы $Al_3(Zr, Sc)$ структурного типа $L1_2$.

Апробация работы

Основные положения и результаты диссертационной работы были представлены на следующих конференциях: VIII-Я ЕВРАЗИЙСКАЯ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ПРОЧНОСТЬ

НЕОДНОРОДНЫХ СТРУКТУР ПРОСТ-2016», 19-21.04.2016 г., Москва, НИТУ МИСиС; VI МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ С ЭЛЕМЕНТАМИ НАУЧНОЙ ШКОЛЫ ДЛЯ МОЛОДЕЖИ «ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ И ВЫСОКОЧИСТЫЕ ВЕЩЕСТВА», 03-07.10.2016 г., Суздаль; XIV Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов» (с международным участием), 17-20.10.2017 г., Москва, ИМЕТ РАН; Шестой междисциплинарный научный форум с международным участием «Новые материалы и перспективные технологии», 23-26.11.2020 г., Москва, РАН; The 1st International Electronic Conference on Metallurgy and Metals. 22.02.2021-07.03.2021, Basel, Switzerland (MDPI).

Публикации

По теме исследования опубликовано 6 работ в изданиях, входящих в базы данных Web of Science (Core Collection)/Scopus и перечень ВАК.

Достоверность научных результатов

О надежности и достоверности полученных результатов свидетельствует хорошая сходимость между результатами моделирования в программе Thermo-Calc и экспериментом, который выполнялся с использованием современного испытательного оборудования (универсальная испытательная машина Zwick/Roell Z250, твердомер Metkon Duroline МН-6, сканирующий электронный микроскоп TESCAN VEGA3). Все испытания проводились в соответствии с рекомендациями действующих нормативных документов. О надежности результатов свидетельствует их повторяемость и сопоставимость с литературными данными, а также публикации в реферируемых научных изданиях и выступления на тематических конференциях. Текст автореферата и диссертации проверен на отсутствие плагиата с помощью программы "Антиплагиат" (<http://antiplagiat.ru>).

Личный вклад автора

Диссертация является законченной научной работой, в которой представлены обобщенные результаты исследований, полученные лично автором и в соавторстве. Автору работы принадлежит основная роль в получении и обработке экспериментальных данных, анализе и обобщении результатов. Обсуждение и интерпретация полученных результатов проводилась совместно с научным руководителем и соавторами публикаций. Основные положения и выводы диссертационной работы сформулированы автором.

Структура и объем диссертации

Диссертация состоит из введения, шести глав, общих выводов, списка публикаций по теме диссертации, а также списка литературы из 126 источников. Работа изложена на 128 страницах, содержит 60 рисунков, 14 таблиц и 2 приложения.

ГЛАВА 1. ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ

1.1 Характеристика алюминия и его сплавов

Алюминий имеет гранцентрированную кубическую (ГЦК) кристаллическую решетку с параметром 4,0413 Å, температуру плавления 660 °С, плотность 2,7 г/см³.

Оксид алюминия Al₂O₃ устойчив против диссоциации и практически не восстановим в условиях металлургических процессов. Скорость его окисления возрастает с повышением температуры. Плавится пленка Al₂O₃ при температуре 2050 °С, а ее плотность выше, чем у алюминия. На поверхности металла оксид образует сплошную пленку, которая защищает алюминий от дальнейшего окисления и быстро образуется вновь при повреждении. Поэтому пленка оксидов сохраняется на поверхности свариваемого металла, а при его расплавлении погружается в сварочную ванну. Коэффициент теплового расширения оксидной пленки меньше в 3 раза по сравнению с алюминием, что вызывает ее растрескивание при нагреве и образование шлаковых включений [1, 2].

Пленка Al₂O₃ адсорбирует большое количество паров воды и удерживает часть ее даже при 350 °С в вакууме. Другая часть влаги в виде гидрата (Al₂O₃ · Н₂O) удаляется при более высоких температурах (до 1000 °С) в результате реакции с алюминием, выделяя водород.

Окисление алюминия возможно в сухой атмосфере O₂ или влажного воздуха. При повышенных температурах оксидная пленка образуется при прокатке, а в жидком состоянии - при литье и сварке. Нарастивание толщины пленки происходит за счет диффузии катионов кислорода через пленку к поверхности металла. При этом пленка приобретает упорядоченное строение, образуя модификацию γ-Al₂O₃, а при температуре выше 1000 °С более плотную модификацию α-Al₂O₃.

При взаимодействии жидкого металла сварочной ванны с кислородом возможно окисление как основы алюминия, так и ряда легирующих элементов пропорционально их химическому потенциалу в сплаве.

Легирующие элементы магний, литий, кальций, бериллий при нагреве до 700 °С окисляются, даже если они содержатся в исключительно малых концентрациях. Магний окисляется наравне с алюминием, несмотря на его малую долю в составе сплава. Окислению магния в алюминии препятствуют добавки бериллия, которые, имея малый радиус иона, при нагреве диффундируют из сплава на поверхность, образуя защитную пленку.

Интенсивное окисление алюминия и его сплавов при сварочном нагреве затрудняет формирование шва и нарушает устойчивость процесса горения дуги, препятствуя отрыву капли с плавящегося электрода из-за высокой прочности оксидной пленки.

Водород, в отличие от кислорода, с алюминием не взаимодействует, но интенсивно растворяется в большом количестве в жидком алюминии и его сплавах, находясь в ионизированном состоянии в виде протонов или отрицательных ионов (рис. 1.1а). В твердом алюминии водород находится в состоянии твердого раствора в виде атомов или ионов в кристаллической решетке, а также в молекулярном виде в микронесплошностях (рис. 1.1б,в) или в адсорбированном состоянии на межфазных поверхностях металла.

В дуге при температурах выше 1700 °С происходит диссоциация паров H_2O с образованием атомарного водорода, который растворяется в сварочной ванне.

Поскольку растворимость водорода в жидком алюминии выше, чем в твердом, после неравновесной кристаллизации сварного шва водород в твердом шве находится в состоянии пересыщенного твердого раствора.

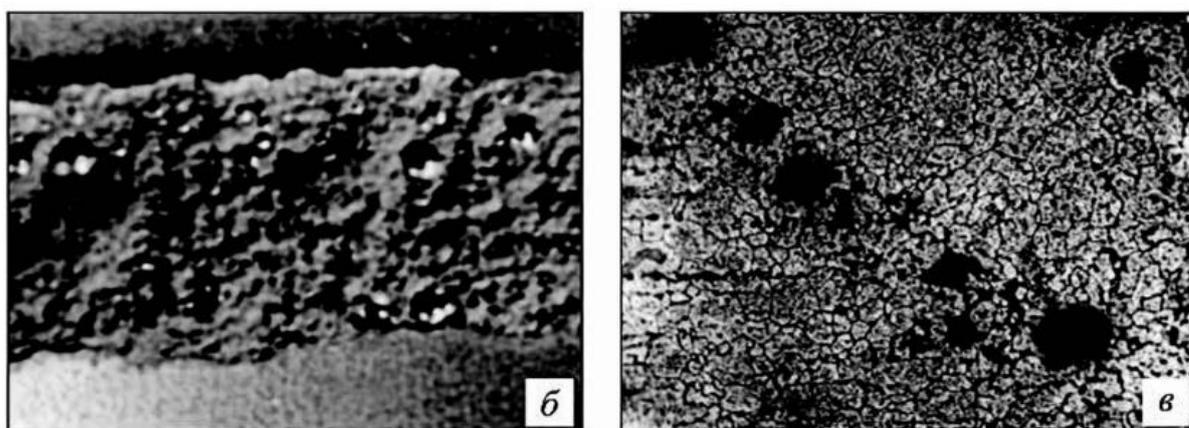
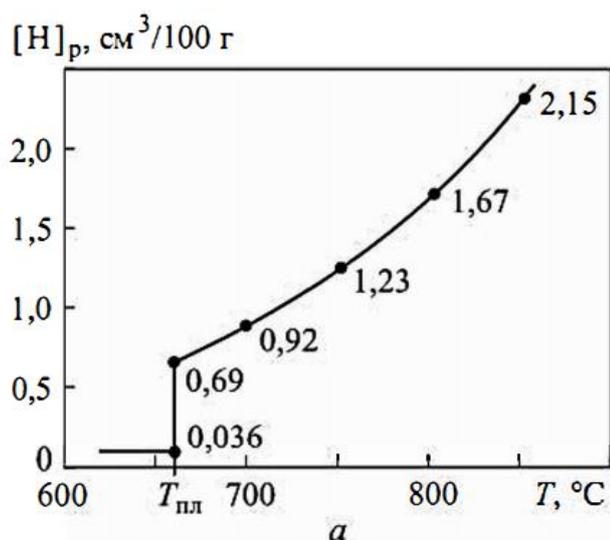


Рисунок 1.1 - Растворимость водорода в алюминии $[H]_p$ в зависимости от температуры (а). Форма пор в продольном (б) и поперечном (в) сечениях шва из сплава Al-Mg [2]

1.2 Системы легирования и методы упрочнения алюминиевых сплавов

Сплавы алюминия представляют собой твердые растворы замещения со многими элементами периодической системы. Наиболее эффективно упрочнение твердого раствора при легировании магнием, медью, кремнием и цинком, с которыми алюминий образует сплавы различными диаграммами состояния. Сплавы Al-Mg, Al-Si и др. имеют диаграммы состояния эвтектического типа с ограниченной растворимостью легирующего элемента в твердом состоянии. После равновесной кристаллизации сплав состоит из кристаллитов твердого раствора (рис. 1.2) и эвтектики, твердого раствора и

химического соединения [2].

Кроме того, в пределах каждой указанной основы двойных сплавов возможно микролегирование и модифицирование литием, марганцем, титаном, цирконием и другими элементами и дополнительное упрочнение наклепом.

Алюминиевые сплавы подразделяются на деформируемые и литейные. Теоретической границей, разделяющей эти сплавы, является предел растворимости элементов в твердом растворе. В литейных сплавах концентрация легирующих элементов превышает предельную растворимость в алюминии. Поэтому литейные сплавы, как правило эвтектического типа, всегда имеют равновесную эвтектику, которая обеспечивает хорошие литейные свойства, но пониженную способность к деформации. Ряд литейных сплавов пригоден к созданию лито-штампованных сварных конструкций.

Более эффективно алюминиевые сплавы упрочняют дисперсионным твердением (старением), а также сочетанием дисперсионного твердения с наклепом (такие сплавы называют термоупрочненными). Естественное старение обеспечивается вследствие длительного вылеживания после закалки при нормальных температурах, а искусственное - путем нагрева закаленных сплавов до температур от 150 °С до 200 °С и выдержки в течение от 10 до 20 ч.

Ряд высоколегированных высокопрочных сплавов (Д16, В95 и др.) изготавливают в плакированном варианте, покрывая тонким слоем высокопластичного сплава, что повышает их технологические свойства, сопротивление коррозии и снижает чувствительность к концентрации напряжений.

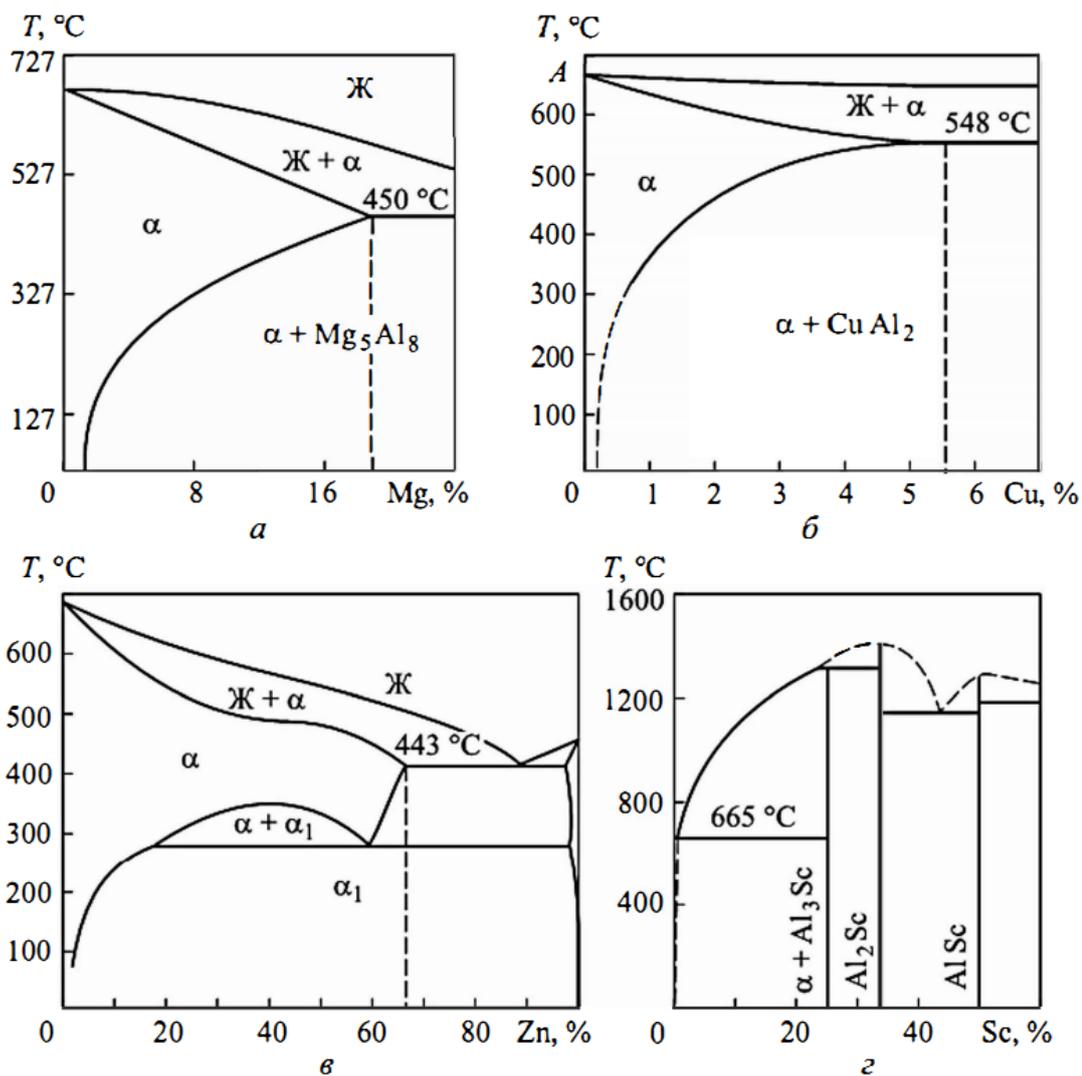


Рисунок 1.2 – Диаграммы состояния сплавов Al-Mg (а), Al-Cu (б), Al-Zn (в), Al-Sc (г) [2]

По мере достижения наиболее высокой прочности (сплавы АМгб, 1201, В95, 1420) резко уменьшается их пластичность (δ не более 5 %). Наиболее существенно снижаются эти свойства в сварных соединениях. Металл сварных соединений высокопрочных сплавов имеет значения прочности, угла загиба, коррозионной стойкости, которые существенно ниже (до 2 раз) тех же свойств основного металла, особенно термоупрочненного. Такие сплавы считают ограниченно свариваемыми либо несвариваемыми, если после сварки пороговые значения доминирующего показателя свариваемости не достигнуты.

1.3 Способы сварки конструкций из алюминиевых сплавов

Наиболее универсальным способом сварки всех алюминиевых сплавов является дуговая сварка неплавящимся вольфрамовым электродом с присадочным металлом в инертных газах (TIG), имеющая ряд разновидностей:

- 1) ручная аргодуговая сварка неплавящимся электродом;
- 2) автоматическая и механизированная однодуговая сварка неплавящимся электродом;
- 3) трехфазная сварка двумя электродами с присадкой.

Первый и второй способы сварки применяются как для тонкостенных заготовок, так и толстостенных (типа стыковых многопроходных соединений заготовок шпангоутов) во всех пространственных положениях.

Главное преимущество ручной и механизированной сварки - высокая маневренность процесса, применимость для всех конструктивных форм соединений в условиях единичного опытного производства, при модернизации и ремонте металлоконструкций. Теплофизическая особенность этих процессов - малая скорость сварки (не более 6 м/ч), высокое тепловложение на единицу длины шва, оцениваемое погонной энергией (q/v).

Автоматическая однодуговая сварка неплавящимся электродом применяется для выполнения протяженных швов простой геометрической формы (изделия типа сосудов). Этот способ отличается повышенной скоростью сварки (от 15 до 20 м/ч) и малым тепловложением. В нем используется также импульсная подача тока и электромагнитное перемешивание, улучшающие формирование сварных швов и способствующие измельчению зерна в зоне сварного шва и в зоне термического влияния.

Для сварки заготовок большей толщины по прямолинейной или кольцевой траектории применяют трехфазную дуговую сварку двумя неплавящимися электродами из вольфрама, что позволяет снизить их перегрев.

Общим для этих методов является процесс очистки металла и сварочной ванны катодным распылением, возникающим в период горения дуги на обратной полярности, т.е. при соединении минусового полюса источника с заготовкой. Для этого на дуговой разряд подается переменное сетевое напряжение частотой 50 Гц. В период, когда заготовка является анодом, распыления оксидной пленки не происходит, но снижается температура перегрева вольфрамового электрода. В ряде случаев возможно применение флюсовой защиты зоны сваривания, особенно при сварке элементов повышенной толщины по простой траектории в нижнем положении. При этом возможно применение сварки полуоткрытой дугой по слою флюса либо под флюсом, допускающим закрытие дуги.

1.3.1 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. 1.3). 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 [7, 8].

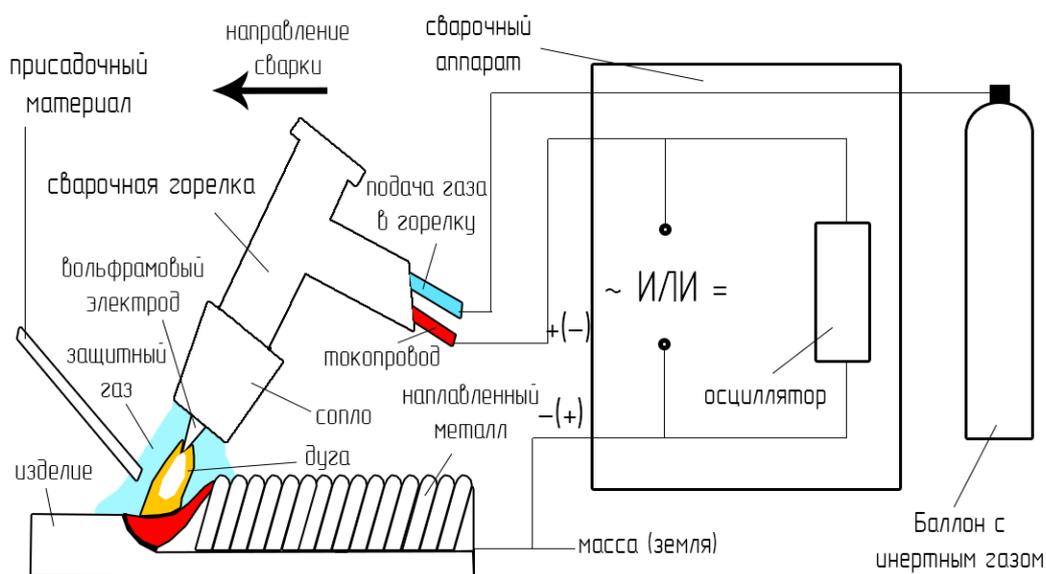


Рисунок 1.3 – Схема аргодуговой сварки неплавящимся электродом

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.

Группой ученых из Китая успешно реализована технология сварки листов толщиной 2 мм в среде аргона высокопрочного Al-Zn-Mg-Cu сплава присадочной проволокой состава Al-Mg диаметром 1,6 мм [11]. Ширина сварного шва при подводе тепла около 250 Дж/мм составила 4 – 6 мм (рис. 1.4), размер зерна - 33,9 мкм по сравнению с 5,7 -5,9 мкм в зоне термического влияния и основным металлом. Коэффициент прочности сварного шва составил 64,5% от прочности основного металла, относительное удлинение 7,5 %.

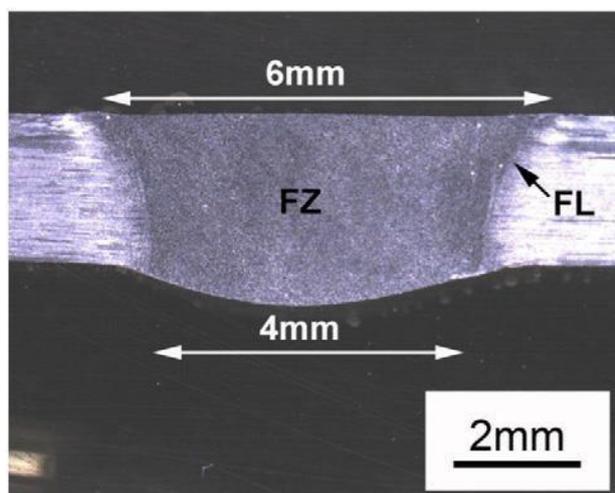


Рисунок 1.4 – Макроструктура сварного шва

При сварке 6 мм листов Al-Cu-Mg сплавов 2XXX серии присадкой того же состава были получены механические свойства: прочность на разрыв 325 МПа, относительное удлинение 6,5 % [12]. При этом разрушение прошло по зоне сплавления (рис. 1.5). Твердость в этой зоне оказалась на 18 – 25 % выше, чем в зоне сварного шва и зоне термического влияния.

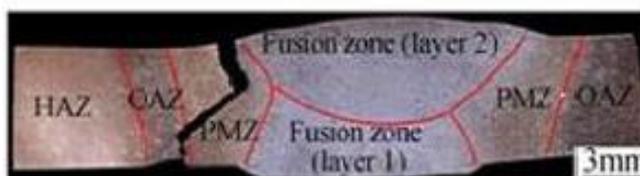


Рисунок 1.5 – Макроструктура соединения после разрыва

При сварке трубы из алюминия состава типа АД1 толщиной 4 мм с плитой 2025 системы Al-Cu-Si-Mn-Fe присадочным материалом состава Al-6,2Cu были получены оптимальные механические свойства: прочность на сжатие 174,846 МПа, твердость 131,364 HV [13].

В Иране была проведена сварка листов алюминиевого литейного сплава типа АК7 толщиной 5 мм присадками составов Al-0,12Cu, Al-5,2Si, Al-12Si и Al-5Mg. Микроструктура основного металла состоит из грубых дендритов α (Al) и эвтектической смеси [14]. В зоне термического влияния эвтектическая структура грубеет и в ней хорошо видны алюминиевая

матрица и частицы Si (рисунок 3). В зоне сплавления частицы Si в эвтектике входят в состав более дисперсных фаз. Наибольшее количество эвтектики в зоне сварного шва (44 %) формируется при сварке присадкой Al-12Si. Наивысшая твердость (90 HV) - при сварке Al-5Mg присадкой.

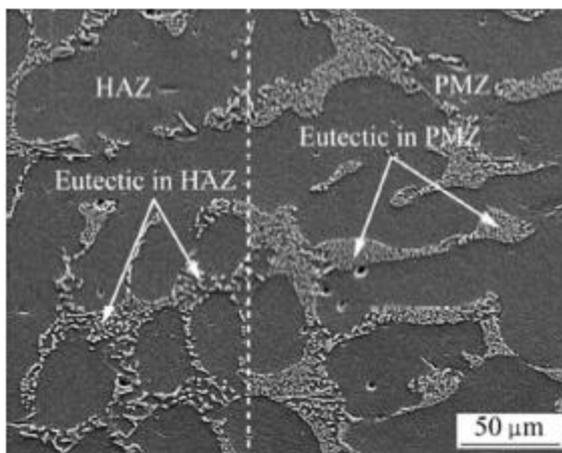


Рисунок 1.6 – Микроструктура сварного шва вблизи границы между ЗТВ и ЗНР при сварке присадкой Al-5,2Si

1.3.2 Сварка плавящимся электродом

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 °C), насыщаются водородом, повышают его концентрацию в сварочной ванне и вызывают значительную пористость в металле шва.

В источнике [15] рассматривается сварка MIG (Металл инерт газ) сплава 6XXX серии присадочной проволокой состава AW-Al-4,5Mg и рекомендуется уменьшение скорости сварки до 0,4 м/мин и скорости подачи

проволоки для получения качественного сварного шва. Эти выводы согласуются с данными [11, 12], где скорость сварки составила 0,270 и 0,258 м/мин соответственно.

1.3.2.1 Сварка плавящимся электродом с процессом холодного переноса капель

В последнее десятилетие набирает популярности сварка СМТ (Cold metal transfer - холодный перенос капель), которая является модификацией сварки MIG. Автоматизированная сварка плавящимся электродом с процессом холодного переноса капель – это управляемый процесс дуговой сварки с переносом металла методом отрыва капель расплавленного металла электродной проволоки.

В источнике [16] рассматривается роль защитного газа и дуги в гибридной сварке TIG-СМТ применительно к сплаву 6XXX серии. В сварке TIG-СМТ по сравнению с просто СМТ улучшается смачиваемость: угол смачиваемости меньше 90 градусов, появляется зона сплавления (рис. 1.7).

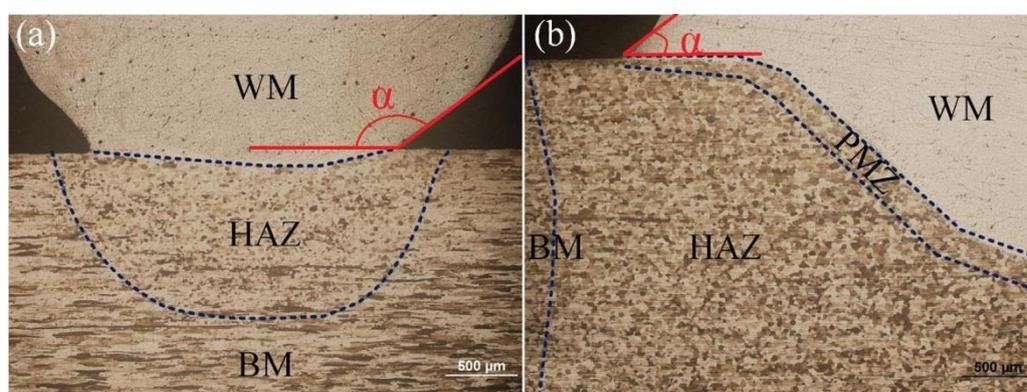


Рисунок 1.7 – Микроструктура соединения: а) СМТ; б) TIG-СМТ

1.3.2.2 Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом

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) [17]. 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.

В качестве объектов исследования [18] использовались листовые заготовки толщиной 3 мм из сплава АМг6. Если в основном сплаве и зоне термического влияния хорошо различимы зерна (Al), то в материале сварного шва видна дендритная структура, характерная для литых алюминиевых сплавов (рис. 1.8). Весьма мелкодисперсное строение дендритов в зоне сварного шва свидетельствует о высоких скоростях кристаллизации алюминиевого сплава. Локальный микрорентгеноспектральный анализ показал, что оси дендритов содержат в среднем 3,4 мас. % Mg, а междендритные пространства – 5,6 % этого элемента. Ширина зоны сварного шва составила 3,5 - 5,5 мм, ширина зоны термического влияния – 32 мм, а при использовании импульсного каплепереноса с модуляцией уменьшилась до 14 мм.

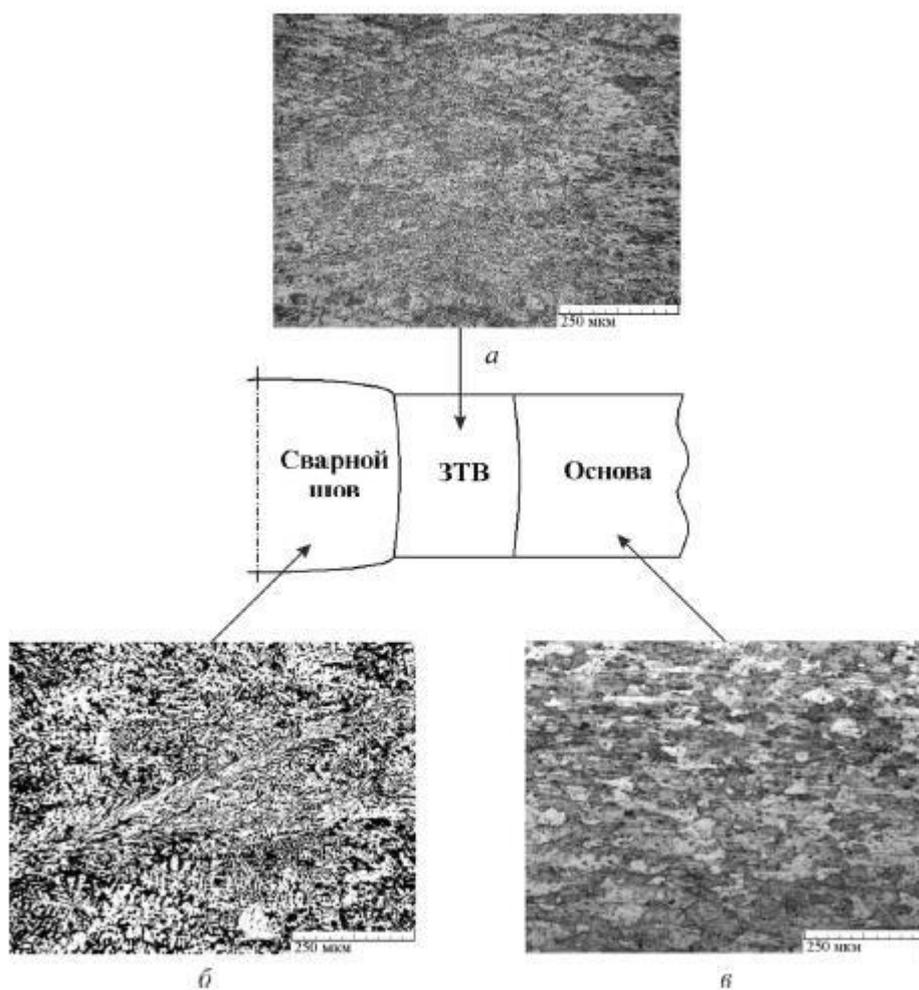


Рисунок 1.8 – Микроструктура зон сварного шва листа сплава АМг6, полученного импульсно-дуговой сваркой: а – зона термического влияния; б – сварной шов; в – основной металл

1.3.3 Лазерная сварка алюминиевых сплавов

Интенсивно развиваются способы сварки плавлением алюминиевых сплавов путем применения высококонцентрированных источников теплоты для сварки электронным лучом, лучом лазера [19], плазменной струей и гибридными способами (лазерно-дуговой сваркой и др.). Осваивается также принципиально новый процесс сварки трением в твердой фазе, т.е. без расплавления, но с перемешиванием металла свариваемых кромок [20, 21], нагретого до сверхпластичного состояния трением, внешним источником нагрева, лазером и др.

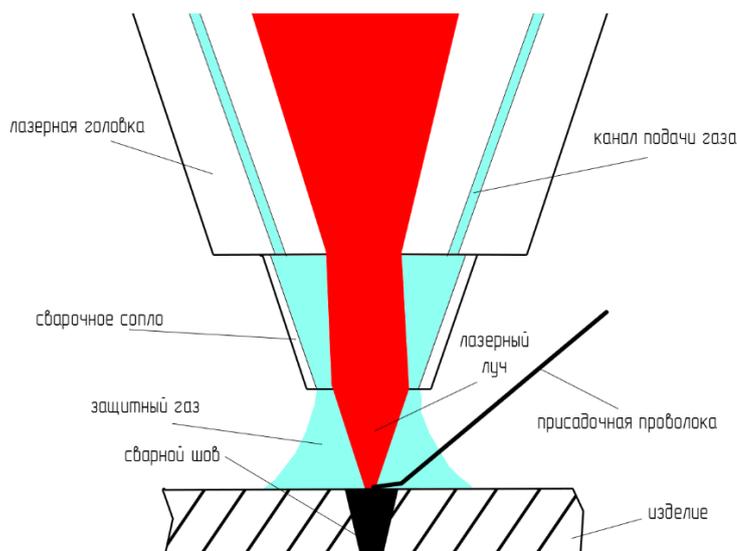
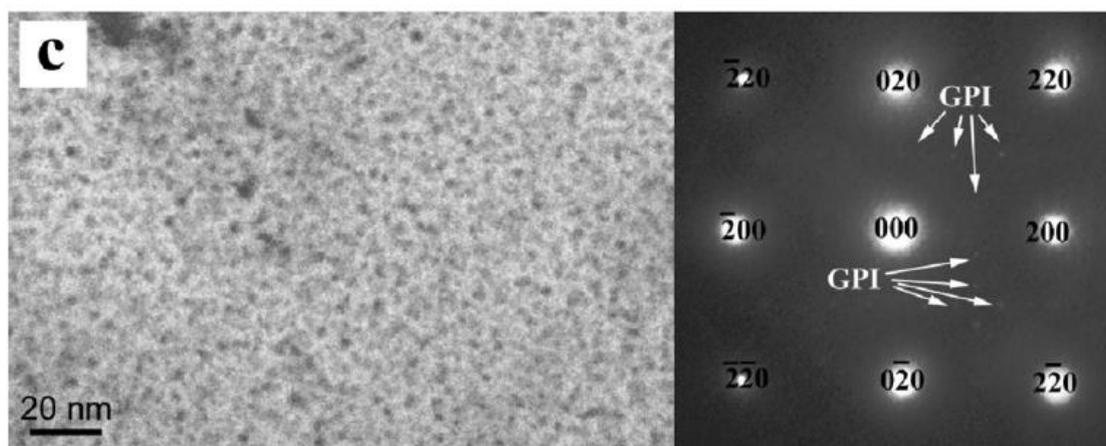
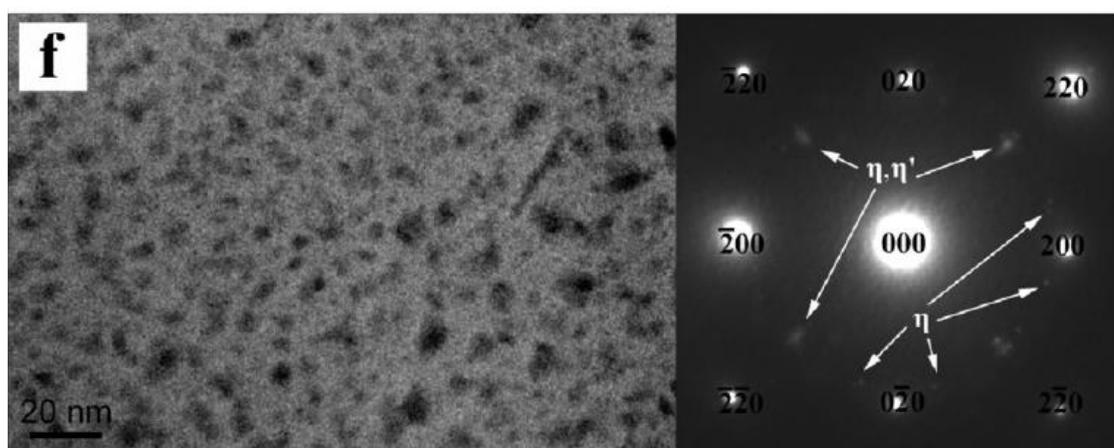


Рисунок 1.9 – Схема лазерной сварки

При лазерной сварке высокопрочных алюминиевых сплавов 7XXX серии [11] толщина основного металла варьируется от 2 до 3,2 мм, ширина сварного шва от 1 до 2 мм; в качестве присадочного металла используется проволока диаметром 1 – 1,6 мм состава Al-5%Mg [11]. Прочность на растяжение сварного шва составила 70 % прочности основного материала. Размер зерна в сварном шве составил 6,1 мкм, в зоне термического влияния – 7,4 мкм по сравнению с 5,7 мкм в основном металле [11]. Зоны Гинье-Престона и упрочняющие фазы η и η' обнаруживаются в структуре сварного шва и зоне термического влияния при лазерной сварке Al-Zn-Mg-Cu сплава (рис. 1.10).



а



б

Рисунок 1.10 – Распределение выделившихся фаз в различных зонах при лазерной сварке Al-Zn-Mg-Cu сплава: а – сварной шов; б – зона термического влияния

1.3.4 Плазменная сварка алюминиевых сплавов

Технология плазменной сварки током обратной полярности применительно к тонколистовым конструкциям из алюминиевых сплавов позволяет использовать высококонцентрированный источник энергии, получить высококачественный сварной шов. Известны несколько свежих разработок [22, 23] для плазменной сварки алюминия. При этом первая осуществляется с использованием плазматрона, работающего на переменном токе с модуляцией. В источнике [23] разработана технология сварки плазменной дугой током обратной полярности с одновременной подачей присадочной проволоки.

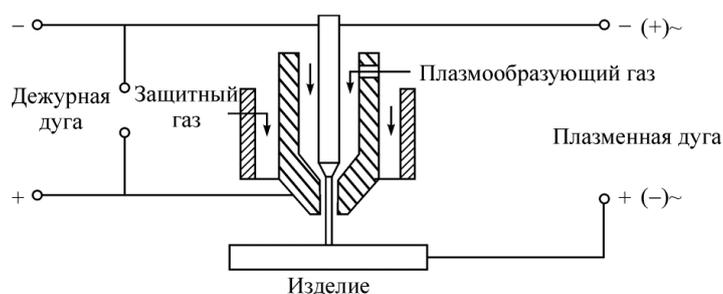


Рисунок 1.11 – Схема подключения двухдугового плазмотрона

1.3.5 Гибридная сварка (лазерно-дуговая или комбинированная)

В последнее время появляется все больше информации о гибридном способе лазерно-дуговой (лазер + MIG сварка) сварки алюминиевых сплавов. Схема лазерно-дуговой сварки представлена на рисунке 1.12.



Рисунок 1.12 – Схема лазерно-дуговой сварки

В источниках [24-26] рассматривается лазерно-дуговая сварка листов 7XXX серии толщиной 2 – 4 мм присадочной проволокой диаметром 1,6 мм состава Al-4,8%Mg. Предел прочности на растяжение в сварном шве составил 405 МПа (83 % от прочности основного металла), а предел текучести 312 МПа (70 % прочности основного металла) [24]. В сварном шве равноосное дендритное зерно размером 200, 300 мкм после термообработки по режимам T6, T73, соответственно. В зоне сплавления более крупное столбчатое зерно. Оба источника [24, 25] показывают наличие фаз $\eta(\text{MgZn}_2)$

и $T(Al_2Mg_3Zn_3)$ в зоне сварного шва после термообработки, причем в зоне сварного шва выделения этих фаз более крупные и грубые (рис. 1.13). Сопротивление коррозионному растрескиванию под напряжением распределяется в сварном шве следующим образом: СШ > ЗТВ > ОМ [25].

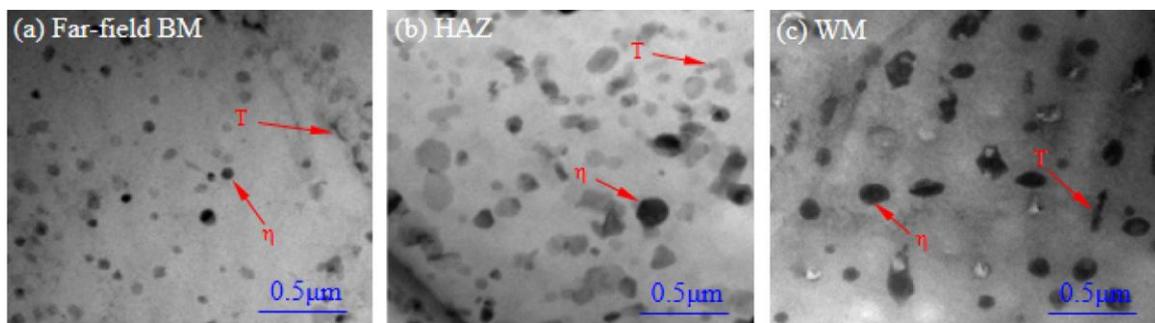


Рисунок 1.13 – Просвечивающая электронная микроскопия фаз в сварном шве, зоне термического влияния, основном металле

1.3.6 Электронно-лучевая сварка алюминиевых сплавов

Электронно-лучевая сварка по сравнению с другими способами сварки плавлением имеет большое преимущество: твердожидкое состояние металла при сварке соответствует весьма короткому промежутку времени, поэтому временные внутренние напряжения не успевают воздействовать на кристаллизующийся металл, т.е. не успевают возникнуть кристаллизационные трещины.

Характерная структура сварного шва при электронно-лучевой сварке 20 мм листов сплава 6XXX серии представлена на рисунке 1.14 [27].

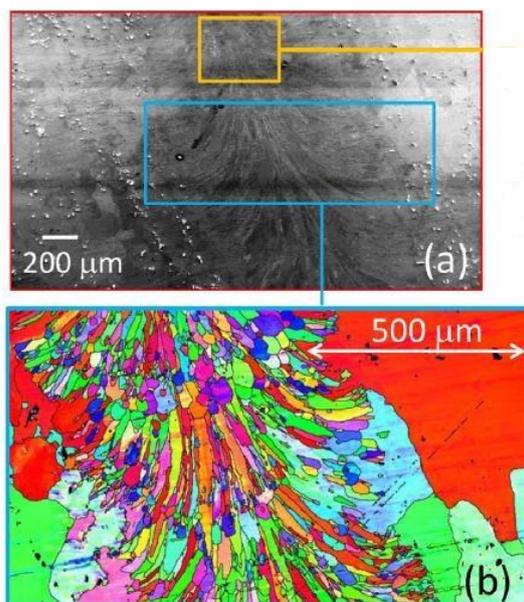


Рисунок 1.14 – Структура сварного шва на глубине 16 мм (а) и укрупненная иллюстрация продольного сечения (б)

1.3.7 Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов

Сварка трением с перемешиванием является разновидностью способов сварки давлением без внешнего подогрева, при которой формирование непрерывной структурной связи в сварном соединении обеспечивается при совместном действии локального нагрева и пластического деформирования металла шва.

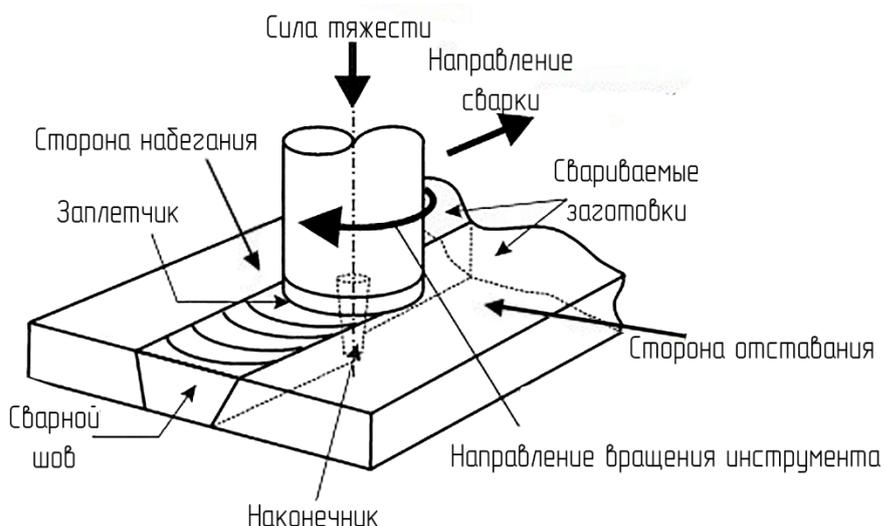


Рисунок 1.15 – Схема сварки трением с перемешиванием

Большое количество работ посвящено выбору режимов сварки – скорости вращения инструмента и скорости сварки, влияющих на качество сварных соединений [28]. Указанные параметры зависят от марки свариваемого сплава (серии 2000, 5000 и 7000) и его толщины. Толщина свариваемого металла может варьироваться от 1 до 108 мм [28-32]. При правильно подобранных параметрах сварки сварные соединения показывают высокие механические свойства и удовлетворительную пластичность.

1.4 Свариваемость термически неупрочняемых сплавов Al-Mg

Сплавы Al-Mg упрочняются твердорастворным легированием и нагартовкой, степень которой достигает 70 %.

В сварных соединениях применяют сплавы в мягком (м), полунагартованном (п) и нагартованном (н) состояниях. Высокопрочный нагартованный сплав АМгбн содержит до 6,8 % Mg, до 0,8 % Mn, имеет $\sigma_{\text{в}}$ равное 400 МПа и $\sigma_{\text{т}}$ равное 300 МПа, δ равное 9 %. Он наиболее широко применяется во всех отраслях промышленности и транспорта. Однако прочность сварного соединения из металла толщиной от 5 до 10 мм, полученного трехфазной аргонодуговой сваркой вольфрамовым электродом, снижается до 300 МПа, что соответствует полному снятию наклепа.

Кроме того, сплавы Al-Mg и особенно сплав АМгб имеют склонность к окислению легирующего элемента (Mg), к образованию пор и горячих трещин (ГТ) в многослойных швах и зоне сплавления, а также к хрупким разрушениям соединений вследствие малой пластичности, жаропрочности и пониженных криогенных свойств.

При системном решении этих задач применяют ввод модифицирующих элементов (Sc и др.) в состав сплава и в электродную проволоку [33], а также осуществляют переход к высокоскоростным методам импульсной дуговой сварки [17], сварки с электромагнитным перемешиванием ванны, а также к электроннолучевой и лазерной сварке [19], сварке трением с перемешиванием [20, 21, 34].

При высокоскоростной сварке импульсной дугой (ИДС) с высокой частотой импульсов тока (50 - 200 Гц) реализуется технологический способ снижения пористости [17]. В этом случае измельчаются размеры капель, увеличивается частота их перехода в ванну (до 300 капель в секунду) и сокращается длительность контакта капли с атмосферой дугового разряда.

Наряду со снижением пористости возможно и повышение других показателей свариваемости - сопротивляемости образованию ГТ, прочности и пластичности швов. Этого достигают путем снижения потерь магния в атмосфере аргона, а также в результате резкого измельчения зерна при ИДС как в металле шва, так и в зоне сплавления, приводящего к повышению запаса пластичности металла при сварке и в условиях эксплуатации.

Второй вариант измельчения зерна в металле шва - ввод в сварочную проволоку эффективных изоморфных модификаторов. Они образуют с алюминием в жидком состоянии интерметаллиды Al_3Ti и Al_3Zr , неизоморфные алюминию, однако снижающие пластичность металла шва.

Наибольший изоморфизм имеют интерметаллиды Al_3Sc . Для сохранения легкоокисляющегося скандия при переходе в ванну в стадии капли во Всероссийском институте легких сплавов разработан способ ввода Sc в сварочную проволоку в виде интерметаллида Al_3Sc , который имеет одинаковую с алюминием ГЦК-решетку с практически таким же параметром решетки $a = 4,105$ нм в отличие от неизоморфного Al_3Ti , имеющего тетрагональную собственного типа структуру с параметром $a = 8,608$ нм.

В условиях импульсного высокочастотного воздействия дуги на жидкий металл, содержащий Al_3Sc , вместо дендритной возможна недендритная кристаллизация шва [35]. Это реализовано в практике литья, а также при лазерной сварке, при которой структура швов состоит из ультрамелких равноосных кристаллитов дисперсоидов. Особо мелкие равноосные кристаллиты выявлены при импульсно-дуговой сварке толстолистового металла сварочной проволокой, содержащей Sc.

С учетом полученных результатов на основе сплава АМгб разработан сплав 1570 системы Al-Mg-Sc, содержащий 0,5 % Sc, а также сплав 01545К системы Al-Mg-Sc с пониженным содержанием магния (до 4,5 %) и легированный 0,35 % Sc. Наряду с наиболее высокими криогенными свойствами при температуре равной минус 253 °С, сплав 01545К в отожженном состоянии сохраняет нерекристаллизованную структуру и хорошее сочетание механических свойств при нормальной и криогенной температурах.

Изготовление из сплава 01545К опытного сварного сосуда давления с использованием сварочной проволоки, близкой по составу к основному металлу и его испытание подтвердили высокий уровень прочности. Разрушающие напряжения при 20 °С и минус 253 °С достигли 380 и 600 МПа соответственно при большой пластической деформации.

Коррозионная стойкость основного металла и сварных соединений сплава 01545К сохранилась на уровне соответствующих характеристик сплава АМгб.

Следует отметить, что в сплаве АМгбн также возможно предотвратить рекристаллизацию в ЗТВ путем применения высокоскоростной сварки. Однако этому препятствует образование ГТ в металле шва, имеющего при высокоскоростной сварке ванну, вытянутую вдоль оси шва, и транскристаллитную столбчатую структуру.

В работах МГТУ им. Н.Э. Баумана выявлено, что сопротивляемость образованию ГТ существенно повышается при переходе к объемной схеме кристаллизации. Такой характер кристаллизации может быть получен при усилении теплоотвода по оси Z и высокой проплавливающей способности источника тепла, т. е. при лучевой или импульсно-дуговой сварке с высокой частотой (от 100 до 200 Гц).

Вышеизложенное позволяет сформировать основы новой технологии, обеспечивающей достаточную свариваемость нагартованных сплавов Al-Mg. Она состоит в минимизации теплового воздействия на металл ОШЗ и в

управлении формированием структуры шва, позволяющей повысить запас пластичности металла шва и ЗТВ путем применения импульсно-дуговой сварки и сварочных материалов, микролегированных скандием.

1.5 Сплавы системы Al-Zn-Mg

История сплавов этой системы начинается в первой половине 1920-х гг., когда В. Зандер и К. Майснер открыли значительный эффект упрочнения сплавов этой системы при закалке и старении. Основными сплавами этой системы в России являются сплавы 1915, 1925, 1935, 1901, 1903, за рубежом — 7005, 7020, 7039 и др [36, 37].

Особенность этих сплавов – самозакаливаемость, т. е. способность закаливаться на воздухе. Эти сплавы отличаются высокой пластичностью в горячем состоянии, однако разупрочняются с повышением температуры и подвержены коррозии под напряжением и расслаивающей коррозии [39-41].

Эффекты упрочнения в этой системе выше, чем в других алюминиевых сплавах [42-44], поскольку именно цинк и магний имеют наибольшую растворимость в твердом алюминии при высоких температурах, резко уменьшающуюся при снижении температуры до комнатной. Однако первоначально эти сплавы не нашли широкого применения из-за высокой склонности к коррозии, которая сильно зависит от суммарного содержания цинка и магния. Чем оно выше, тем более сплавы склонны к коррозионному растрескиванию. Поэтому в современных сплавах сумма Zn + Mg обычно не более (6 ± 1) %. Положительно влияют на повышение сопротивления к коррозии добавки меди [45, 46] и переходных металлов, таких как хром, марганец, цирконий.

Интерес к этим сплавам заметно возрос, когда понадобились более прочные свариваемые сплавы, чем сплавы системы Al-Mg. Кроме того, эти сплавы обладают высокой технологичностью при прессовании на уровне сплавов АД31 и 6063 [47, 48].

Свойства этих сплавов зависят как от суммарного содержания Zn + Mg,

так и от соотношения этих элементов. Так, оптимальное сочетание механических свойств получают при отношении Zn к Mg равном 2,5, а для оптимальной свариваемости наиболее благоприятно отношение Zn к Mg равном 1 [49], но при этом отношении Zn к Mg механические свойства сплавов более чувствительны к скорости охлаждения при закалке (имеют более низкую прокаливаемость).

Сплавы системы Al-Zn-Mg с содержанием Zn плюс Mg от 5 до 7 % и легированные переходными металлами имеют хорошую свариваемость плавлением [38, 49-51].

Пересыщенный твердый раствор в этих сплавах может быть получен при очень низких скоростях охлаждения с температуры закалки, например при охлаждении на воздухе. Поэтому обычное охлаждение сварного соединения (после сварки плавлением) на воздухе достаточно для получения в шве и ЗТВ пересыщенного твердого раствора, а, следовательно, при дальнейшем естественном старении происходит их значительное упрочнение.

Высокая устойчивость пересыщенного твердого раствора также используется при производстве прессованных профилей, которые закалывают при охлаждении на воздухе после процесса прессования.

При обычной термической обработке температура закалки находится в интервале от 440 °C до 470 °C, естественное старение в этих сплавах происходит очень медленно, основной прирост свойств происходит в течение 30-35 суток. Оптимальный режим искусственного старения для этих сплавов двухступенчатый (для сплава 1915 это 100 °C, от 10 до 24 ч плюс 175 °C, от 3 до 5 ч). Перерыв между закалкой и искусственным старением существенно влияет на уровень механических свойств.

Как правило, с увеличением перерыва между закалкой и искусственным старением прочностные свойства возрастают.

Сплав 1915 по прочности основного металла и сварных соединений значительно превосходит сплав АМг6 и отличается от других термически

упрочняемых сплавов меньшим разупрочнением сварного соединения по сравнению с основным материалом после естественного старения (0,8-0,9 от прочности основного металла) [52, 53]. Благодаря содержанию Zn + Mg меньше 6 % и легированию хромом, марганцем и цирконием он имеет достаточно высокую стойкость к коррозии под напряжением.

С увеличением содержания меди в сплавах Al-Zn-Mg от 0 % до (0,9 ± 0,1) % повышается прочность и устойчивость против коррозии под напряжением, однако ухудшается общая коррозионная стойкость и увеличивается склонность к образованию горячих трещин при сварке [45, 54-57].

К наиболее прочным сплавам этой системы относятся сплавы 1901 и 1903 в РФ и 7039 в США, листы и плиты имеют предел прочности более 420 МПа и твердость свыше 125 НВ. Эти сплавы хорошо свариваются. Их используют в военной технике в качестве броневых материалов для боевых машин пехоты и десанта как в России, так и за рубежом. Однако сварные соединения из этих сплавов имеют более низкую коррозионную стойкость, чем из сплавов системы Al-Mg. Повышение коррозионной стойкости достигается искусственным старением сварной конструкции.

Химический состав и свойства некоторых рассмотренных отечественных и зарубежных сплавов приведены в таблицах 1.1 и 1.2.

Таблица 1.1 – Химический состав свариваемых сплавов системы Al-Zn-Mg, %

Сплав	Zn	Mg	Cu	Mn	Cr	Zr	Ti	Fe	Si	Прочие
1915	3,4 – 4,0	1,0 – 1,8	0,1	0,2 – 0,7	0,06 – 0,20	0,08 – 0,2	0,10	0,4	0,35	0,15
1925	3,4 – 4,0	1,3 – 1,8	0,8	0,2- 0,7	0,2	0,1-0,2	0,10	0,7	0,7	0,15
1935	3,6 – 4,1	0,6 – 1,1	0,2	0,2 – 0,5	0,2	0,15 – 0,22	0,001 – 0,005Ce	0,4	0,3	0,1
7005	4,5- 5,0	1,00- 1,80	0,10	0,20- 0,70	0,06- 0,20	0,08- 0,20	0,01- 0,06	0,40	0,35	0,15
1901	5,4- 6,2	2,4- 3,0	0,2	0,1- 0,3	0,12- 0,29	0,0002- 0,003Be	0,03- 0,10	0,3	0,2	0,1
1903	4,7- 5,3	2,1- 2,6	0,2	0,05- 0,15	0,12- 0,25	0,0002- 0,003Be	0,03- 0,10	0,35	0,2	0,1

Таблица 1.2 – Механические свойства сплавов системы Al-Zn-Mg, листы по ГОСТ 21631-2019 [60], плиты по ГОСТ 17232-99 [61], профили по ГОСТ 8617-2018 [62]

Сплав	Полуфабрикат	Состояние	Обозначение	Толщина, мм	Механические свойства, не менее		
					σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1915	Листы	Закаленные и естественно состаренные 30-35 сут	1915T	1,0-10,5	315	195	10,0
		То же, 2-4 сут	1915T	1,0-10,5	275	165	10,0
	Плиты	Закаленные и естественно состаренные 30-35 сут	1915T	11-20	315	195	10,0
		То же, 2-4 сут	1915T	11-20	275	165	10,0
	Профили	Горячепрессованные и естественно состаренные 30-35 сут	1915	До12	314	196	10,0
		Закаленные и естественно состаренные 30-35 сут	1915T	До150	343	216	10,0
Закаленные и естественно состаренные		1915T1	12-150	373	245	10,0	
1925	Профили	Горячепрессованные и естественно состаренные 30-35 сут	1925	До 12	343	196	10,0
		Закаленные и естественно состаренные 30-35 сут	1925T	12-150	343	196	10,0
1935	Профили	Горячепрессованные и естественно состаренные 30-35 сут	1935	До 10	245	155	10,0
		Закаленные и естественно состаренные 30-35 сут	1935T	До100	245	155	10,0

Одной из главных их особенностей является способность сварных соединений самозакаливаться и естественно стариться без повторной термической обработки.

Сплавы рассматриваемой системы превосходят по прочности и текучести сплавы системы Al-Mg в отожженном состоянии, сохраняя свои преимущества при низких температурах [59].

Желательно, чтобы свариваемые сплавы имели высокую прочность не только при искусственном старении, но и при вылеживании на воздухе. Такие свойства можно получить для сплавов, лежащих в области $\alpha + T$ на линии равных эффектов естественного и искусственного старения с максимально допустимым количеством магния (при суммарном содержании Zn и Mg более 7 %).

Пластичность сварных соединений ниже, чем у основного металла, и находится в прямой зависимости от содержания магния и цинка в сплаве.

Дальнейшее увеличение содержания цинка и магния в указанных сплавах снижает сопротивление их сварных соединений к коррозии под напряжением. Значительное действие на сопротивление коррозии под напряжением оказывает термическая обработка, особенно для сплавов с высоким содержанием цинка и магния. Образцы, охлажденные на воздухе после нагрева в воздушной печи, простояли под напряжением более длительный срок, чем при охлаждении в воде.

Детали из сплавов Al-Zn-Mg, поступающие на сборку и сварку, могут быть в свежезакаленном состоянии или после закалки без ограничения срока естественного старения. После сварки сплавов В92ц, В92 рекомендуется подвергать их естественному старению более 30 сут, тогда как для сварных соединений сплава 1915 необходима термическая обработка по режиму искусственного старения.

При сварке сплавов В92, 1915 не допускается выполнять швы без присадочной проволоки. Правку сварных узлов из сплава 1915 осуществляют до искусственного старения, не позже 6 ч после сварки без подогрева. Правку

сварных деталей из сплава В92ц, В92 рекомендуется выполнять не позднее 10 ч после сварки. Приложение ударной нагрузки по шву не допускается.

Положительно сказывается на свариваемости применение специально разработанной проволоки: для сплавов В92ц, В92 — марки В92ц, для сплава 1915 — Св1557 [33].

Сварку сплава 1915 с АМг6 следует осуществлять с применением присадочной проволоки Св1557. Сварные соединения, выполненные с использованием этой проволоки, имеют лучшие механические свойства по сравнению с соединениями, выполненными с использованием проволоки СВАМг6. Ударная вязкость металла шва композитных соединений составляет от 30 до 35 Дж/см² и не изменяется в диапазоне температур от минус 60 °С до плюс 20 °С. После сварки соединения сплава 1915 упрочняются естественным старением, причем интенсивно – в течении 15 сут после сварки. В течение дальнейших 15 сут старения механические свойства сварных соединений изменяются незначительно. Прочность стыкового соединения определяется свойствами околошовной зоны при естественном старении до 15 сут, а при продолжительности старения более 30 сут - свойствами металла шва. Процесс упрочнения металла околошовной зоны при естественном старении значительно интенсивнее, чем в металле шва.

Сварные соединения из сплава 1911 в некоторых условиях обладают высокой склонностью к коррозионному растрескиванию и замедленному разрушению. При сварке существенное значение имеет регулирование химической микронеоднородности в металле шва и ЗТВ. В этом отношении импульсная аргодуговая сварка предпочтительнее непрерывной.

Принципиальная возможность местной термической обработки кольцевых соединений сплава 1911 показана на обечайках толщиной 8 мм с применением индукционного нагрева. Ограничение зоны разупрочнения участком в пределах 60 мм от оси шва при максимальной температуре нагрева 430 °С и продолжительности выдержки 10 мин обеспечивается установкой холодильников в ЗТВ. Местная термическая обработка в

сочетании с последующим искусственным старением сварных соединений позволяет получить коэффициент прочности не ниже 0,65, высокие пластичность, вязкость разрушения, эксплуатационную надежность благодаря повышению стойкости к коррозионному растрескиванию и снижению уровня остаточных напряжений.

Прочность сварного соединения после 3 мес естественного старения составляет от 0,8 до 0,85 от прочности основного металла.

Сплавы В92ц, В92 и 1915 обладают удовлетворительной коррозионной стойкостью, тем не менее, при длительном вылеживании в условиях солнечного нагрева (протекает дополнительно процесс старения) у них проявляется склонность к коррозионному растрескиванию. Поэтому данные сплавы еще не нашли широкого применения для сварных конструкций.

1.5.1 Влияние циркония и скандия на свариваемость Al-Zn-Mg сплавов

Цирконий – эффективный модификатор при сварке сплавов на алюминиевой основе, измельчающий структуру сплава при кристаллизации.

Установлено, что добавка циркония повышает коррозионную стойкость Al-Zn-Mg сплавов при легировании в пределах не более 0,2 %, уменьшает горячеломкость алюминиевых сплавов при литье.

Благодаря цирконию повышается сопротивляемость к образованию кристаллизационных трещин при сварке сплавов Al-6 % Zn-3 % Mg, Al-3 % Zn- 4 % Mg. Коэффициент трещинообразования уменьшается в $(2,25 \pm 0,75)$ раза [63-65].

Присадка циркония повышает прочность сварных соединений при некотором снижении пластичности. Добавка не более 0,3 % Zr в сплавы Al-Zn-Mg повышает прочность сварного соединения на (60 ± 15) МПа. С увеличением содержания циркония до 0,3 % угол загиба сплавов Al-Zn-Mg уменьшается на $(25 \pm 5)^\circ$ [66].

У сплавов Al-Zn-Mg при введении 0,2 % Zr повышается

сопротивляемость коррозионному растрескиванию. У сплава Al-4 % Zn-2 % Mg с добавкой 0,2 % Zr наблюдается высокая коррозионная стойкость сварных соединений. Средняя долговечность образцов после 3 мес естественного старения составляет более 180 сут. При искусственном старении (120 °С, 48 ч) долговечность снижается до 148 сут.

Скандий в алюминиевых сплавах проявляет себя как наиболее эффективный модификатор структуры, антирекристаллизатор и как упрочняющий элемент за счет выделения упрочняющей фазы Al_3Sc [54, 67-69].

Наглядно демонстрируют влияние циркония и скандия рисунки 1.18 и 1.19 [65]. Результаты показывают, что Sc и Zr могут улучшить предел текучести и предел прочности на растяжение сплава Al-Zn-Mg на 59 МПа (23,3 %) и 16 МПа (4,0 %) в сварных соединениях TIG соответственно. Механические свойства сварного соединения в основном контролируются его «самой слабой микроструктурной зоной». Сварные соединения сплавов Al-Zn-Mg и Al-Zn-Mg-Sc-Zr разрушились на границах сплавления. Вторичные частицы фазы $Al_3Sc_xZr_{1-x}$, первоначально присутствующие в исходном сплаве, укрупняются в процессе сварки TIG, но они могут сдерживать рост зерна и перекристаллизацию, таким образом, улучшая производительность сварки.

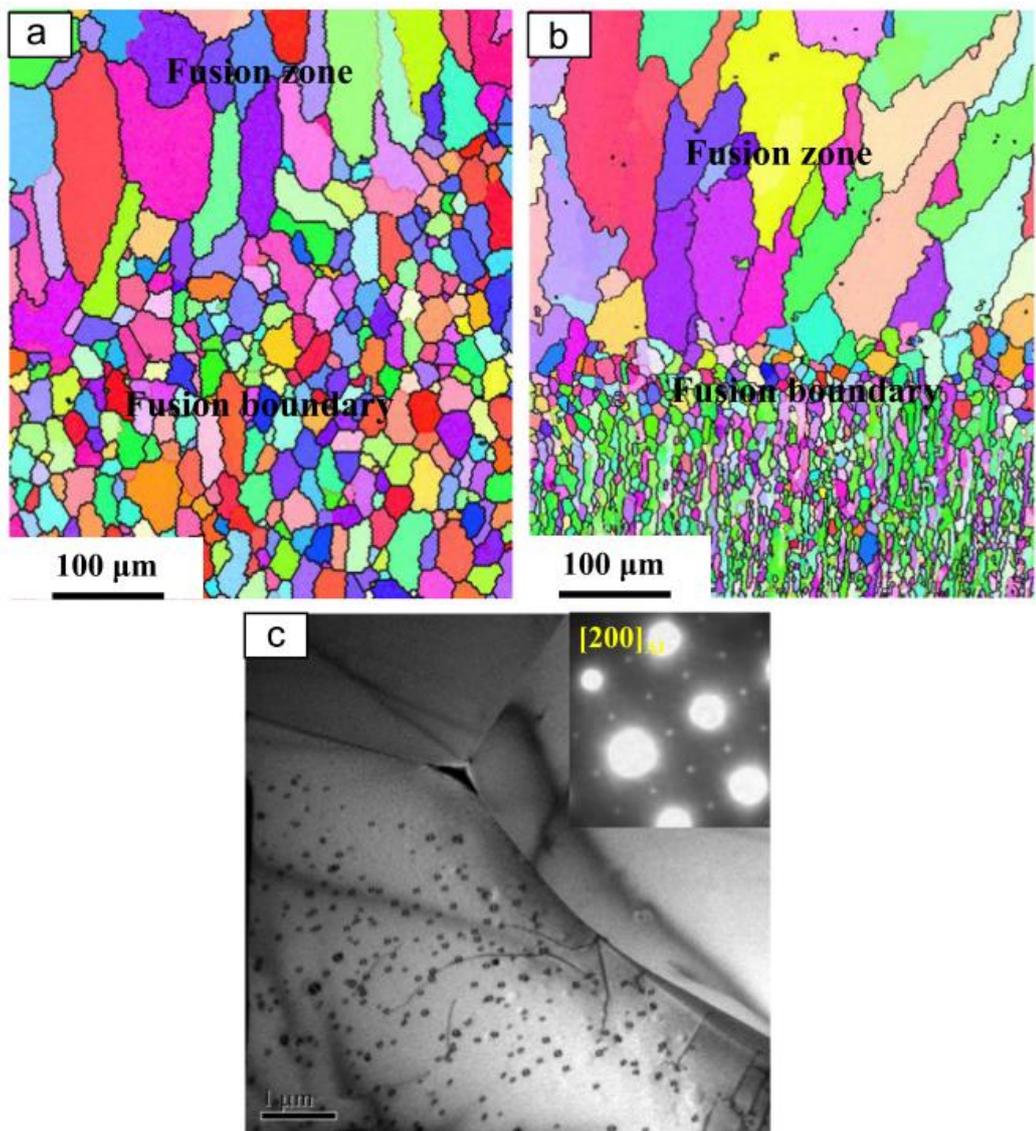


Рисунок 1.18 – Микроструктура зоны сплавления после TIG сварки Al-Zn-Mg (a) и Al-Zn-Mg-Zr-Sc (b) сплавов и частицы фазы $Al_3Sc_xZr_{1-x}$ и электронно-дифракционная картина от их атомной решетки (c) [65]

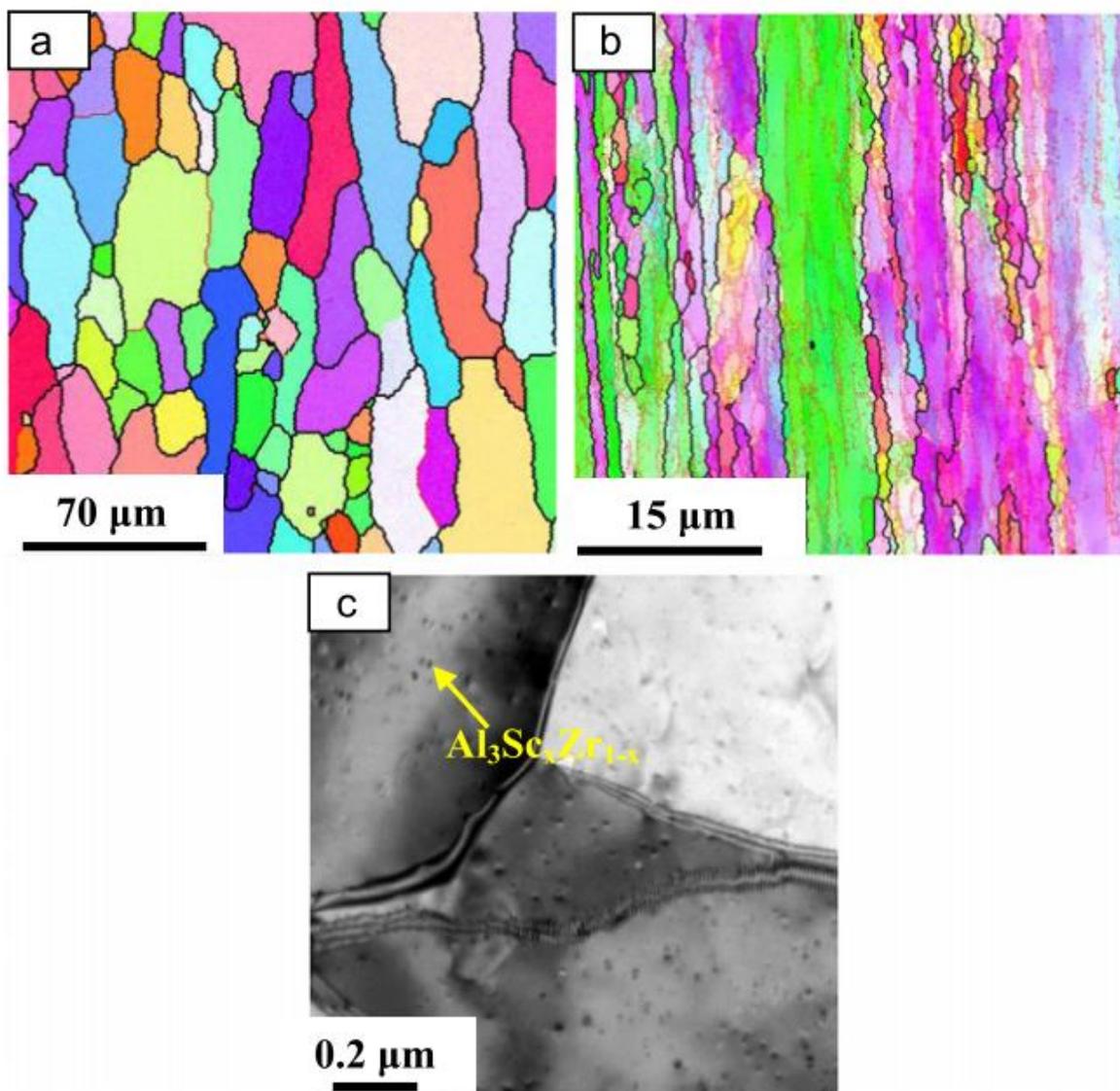


Рисунок 1.19 – Микроструктура ЗТВ после TIG сварки Al-Zn-Mg (a) и Al-Zn-Mg-Zr-Sc сплавов (b, c) [65]

1.5.2 Влияние примесей железа и кремния на свариваемость Al-Zn-Mg сплавов

Железо и кремний – одни из основных примесей в алюминиевых сплавах, их рассматривают как металлургическую «наследственность». С увеличением их содержания в сплавах уменьшается коэффициент трещинообразования [40, 55-57, 72, 73].

С ростом содержания железа и кремния до 0,5 % (каждого) в сплавах Al-Zn-Mg установлено повышение прочности сварного соединения на 10-15 МПа. При этом угол загиба сварного соединения снижается на 10-15°

[56]. Для сплавов Al-Zn-Mg показано, что с увеличением содержания железа и кремния до 0,5 % потери прочности сварного соединения после испытания их в 3 %-ном растворе NaCl плюс 0,1 % H₂O₂ в течение 3 мес увеличиваются, но они не значительны – от 5 % до 8 % [40].

Железо и кремний благоприятно действуют на долговечность основного металла и сварных соединений при испытаниях их под напряжением в 3 %-ном растворе NaCl при переменном погружении. В данных условиях сплав Al-3 % Zn-4 % Mg и его сварное соединение простояло более 9 мес без разрушения [72].

1.6 Проблемы свариваемости высокопрочных алюминиевых сплавов

При сварке алюминиевых сплавов проблемы свариваемости обусловлены пористостью шва, образованием ГТ в металле шва и зоне сплавления, понижением эксплуатационных свойств металла сварных соединений по сравнению с основным металлом.

1.6.1 Причины образования пор в сварных соединениях

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 (рис. 1.1а);

малым значением равновесной растворимости газов в формирующемся твердом металле;

кратковременностью процесса неравновесной кристаллизации, ограничивающей выход газов из сварочной ванны.

Главную роль в образовании пор играет водород (табл. 1.3). Причины этого дефекта наиболее систематично и глубоко исследованы в работе Г.Д. Никифорова [74], где рассмотрены возможные источники поступления

водорода в зону дуги и растворения в сварочной ванне, а также механизмы его самопроизвольного и принудительного удаления.

Таблица 1.3 – Содержание водорода в швах алюминиевых сплавов в зависимости от скорости сварки

Способ сварки	Скорость сварки, м/ч	Содержание водорода в металле шва, см ³ /100 г (экспериментальное)	Объем несплошностей в металле шва ΣV , см ³ /100 г	Давление водорода в порах, атм
Аргондуговая сварка неплавящимся электродом (TIG)	4	0,791	0,291	1,19
	10	0,642	0,212	2,43
	18	0,760	0,142	2,9
Аргондуговая сварка плавящимся электродом (MIG)	10,8	1,15	0,374	0,866
	18	0,552	0,139	3,36
	25	0,454	0,127	5,15
	36	0,356	0,094	7,07

Основными источниками поступления водорода в зону дуги являются: влажный воздух, попадающий в струю защитного газа и в зону дуги из атмосферы;

водород, переходящий в шов из основного металла в результате термодиффузии в более нагретые зоны, где выше растворимость водорода;

водород, образующийся в результате взаимодействия влаги, адсорбированной поверхностями основного и присадочного металлов ($3\text{H}_2\text{O} + 2\text{Al} = \text{Al}_2\text{O}_3 + 3\text{H}_2$), с нагретым металлом;

водород, выделяющийся при нагреве и диссоциации гидратированных оксидов ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$) на поверхности металла и сварочной проволоки.

Образованию таких оксидов на поверхности металла способствует особо высокая химическая активность алюминиевых сплавов, что приводит к образованию оксидной пленки при вылеживании металла в условиях нормальных температур и непосредственно перед движущимся сварочным источником. Пленка обладает повышенной плотностью, поступает в сварочную ванну в виде шлакового включения и выделяет водород при

реакции с жидким металлом.

Последний из перечисленных источников поступления водорода в зону дуги является самым существенным и опасным.

Наиболее интенсивен процесс порообразования при сварке сплавов Al-Mg, так как магний увеличивает равновесную растворимость водорода в жидком алюминии до $1,4 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ (рис. 1.1а), тогда как в твердом алюминии она не изменяется.

При анализе температуры образования пор важно установить их геометрию. Она косвенно определяет момент возникновения и условия развития пузырьков. Так, поры сферической формы в верхнем слое шва образуются в жидком металле в процессе кристаллизации (рис. 1.1б). Протяженные поры угловатой формы возникают в частично закристаллизовавшемся металле по каналам между кристаллитами, соответствующим геометрии ликватов. Поры, возникающие в затвердевающей зоне сплавления, имеют вид рыхлых разветвленных образований вследствие диффузии водорода из зерен на оплавленные границы, где больше его растворимость (рис. 1.1в).

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 магниевой шпинели ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{MgO}$). 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.

1.6.2 Кристаллизационные трещины

Трещины – распространенный и опасный дефект сварных соединений алюминия и его сплавов. Они нарушают герметичность соединений, уменьшают их прочность и коррозионную стойкость. Кроме того, способствуя высокой концентрации напряжений, под действием эксплуатационных нагрузок трещины увеличиваются в размерах и могут стать причиной хрупкого разрушения. В связи с этим не допускается наличие подобных дефектов в несущих элементах сварных конструкций, все обнаруженные в них трещины обязательно устраняют повторной сваркой.

Горячие трещины – это хрупкие межкристаллические разрушения металла шва или околошовной зоны, возникающие в твердо-жидком состоянии в процессе кристаллизации, а также при высоких температурах в твердом состоянии. Горячие трещины извилисты, в изломе имеют темный цвет, сильно окислены и распространяются по границам зерен [75].

Можно выделить теплофизические и структурные особенности алюминиевых сплавов, закономерно вызывающие высокую склонность к образованию и развитию трещин различной топографии и морфологии.

Первой причиной высокой склонности к образованию ГТ в металле шва является то, что практически все высокопрочные деформируемые сплавы располагаются на диаграммах состояния в зоне образования эвтектики, состоящей из твердого раствора и химического соединения (рисунок 2). Однако часто уровень легирования недостаточен для

образования равновесной эвтектики. Следовательно, формирующийся в неравновесных условиях металл шва представляет собой пересыщенный однофазный твердый раствор с включениями неравновесной эвтектики из ликватов. Это снижает температуру неравновесного солидуса по сравнению с температурой равновесного солидуса, определенным по диаграммам состояния, и соответственно усиливает склонность к образованию ГТ.

Вторая причина повышенной склонности швов алюминиевых сплавов к образованию ГТ - крупное зерно в ОШЗ, наиболее интенсивно растущее при сварке в нагартованном состоянии. Оно наследуется швом, где возникает крупнокристаллическая дендритная структура литого металла, присущая сплавам типа однофазного твердого раствора (рис. 1.20). Этому способствует высокая теплопроводность сплава (в 7 раз больше, чем у железа), которая создает значительный градиент температуры на межфазной поверхности. Указанные особенности алюминиевых сплавов обуславливают ускоренный рост крупных кристаллитов на полуоплавленных зернах в зоне сплавления с ограниченным развитием ветвей дендритов I и II порядка, образующих плоскую или линейную схему кристаллизации, что приводит к понижению запаса пластичности в температурном интервале хрупкости (ТИХ) в результате усиления ликвации и концентрации деформаций в зонах срастания кристаллитов, ориентированных вдоль и поперек оси шва.



Рисунок 1.20 - Крупные кристаллиты в зоне сплавления шва с основным металлом в сварном соединении сплава АМг [2]

Третьей причиной повышенной склонности к образованию ГТ в шве и зоне сплавления является высокий темп развития временных напряжений и деформаций в ТИХ (что объясняется более существенным, чем у стали, коэффициентом термического расширения основного металла и шва с литой структурой), а также его суммирование с повышенным темпом нарастания сварочных деформаций в жестких конструкциях из сплавов алюминия, для которых характерно несинхронное развитие термического и деформационного циклов.

Для высокопрочных, в том числе термоупрочненных сплавов, имеющих более высокий уровень легирования, характерно проявление склонности к ГТ как в металле шва, так и в зоне сплавления, где при однопроходной и многопроходной сварке возникают горячие трещины ликвационного типа по жидким прослойкам на границах зерен.

Прослойки образуются при расплавлении ликватов из упрочняющих фаз и формировании при охлаждении неравновесных легкоплавких эвтектик пленочной формы из легирующих и примесных элементов по границам зерен основного металла. Наибольшие изменения структуры возникают при многократном нагреве выше солидуса и замедленном охлаждении, а также под действием нарастающих сварочных напряжений; сочетание указанных факторов увеличивает степень ликвации по границам зерен.

Склонность сплавов системы Al-Zn-Mg к образованию трещин при сварке определяется в основном суммарным содержанием и соотношением основных легирующих элементов (рис. 1.21). Наиболее благоприятным для свариваемости является отношение Zn к Mg равное 1 [75].

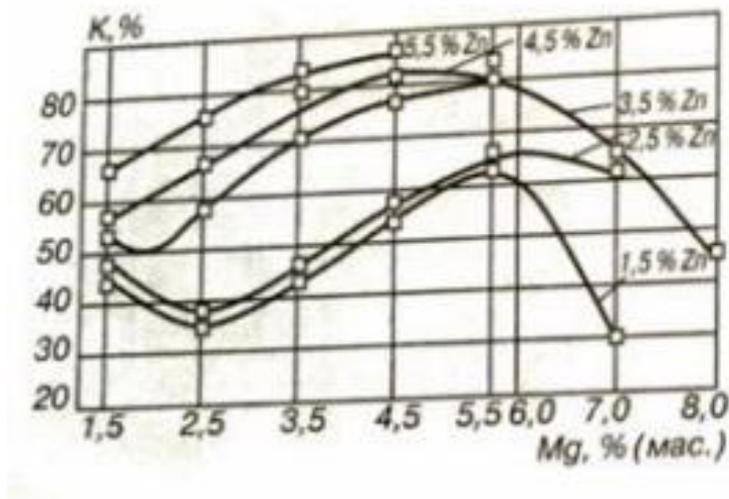


Рисунок 1.21 – Склонность к образованию трещин К сплавов системы Al-Zn-Mg при сварке крестообразных нахлесточных образцов [5]

Чем больше отношение содержаний цинка и магния в сплаве, тем выше его показатель трещинообразования при сварке. Наиболее используемые в промышленности сплавы этой системы — 1915 и 1935 — обладают повышенной склонностью к образованию горячих трещин, поэтому их сваривают проволокой типа Св1557, которая содержит от 4,5 % до 5,5 % Mg. Повышенную стойкость сплавов типа 1915 к горячим трещинам обеспечивает и проволока СвАК5, однако работоспособность сваренных ею соединений изучена недостаточно.

Холодные трещины образуются при температурах ниже 250 °С в результате концентрации растягивающих напряжений на малопластичных участках металла шва и зоны сплавления. К образованию таких трещин наиболее склонны высоколегированные алюминиевые сплавы, сварные соединения которых значительно уступают по прочности основному металлу, а границы зерен литого металла шва и зоны сплавления имеют практически сплошную сетку малопластичных выделений избыточных фаз. Особенно велика опасность появления холодных трещин в случае расположения таких соединений в углах и уменьшенных сечениях, когда существующая структурная микро- и макроконцентрация напряжений усугубляется неблагоприятной конструкцией соединения. Часто причиной

появления холодных трещин служат ударная правка и рихтовка пространственных элементов, обечаек и другие технологические операции, которые способствуют концентрации пластических деформаций в менее пластичном металле шва и зоны сплавления.

1.7 Свойства сварных соединений алюминиевых сплавов

В ряде работ проведены исследования и выявлены причины необратимого понижения свойств сплавов под воздействием сварочного цикла для двух основных групп высокопрочных сплавов - нагартованных и термоупрочненных.

Установлено, что упрочнение сплавов Al-Mg, достигнутое нагартовкой, при дуговой трехфазной сварке неплавящимся электродом полностью теряется вследствие интенсивной рекристаллизации и укрупнения зерна в условиях большой погонной энергии дуги. Наименьшая скорость охлаждения имеет место при трехфазной АрДС соединений из листов толщиной от 10 до 16 мм. В интервале от 500 °С до 700 °С она составляет от 12 до 18 °С/с соответственно. При ЭЛС и импульсно-дуговой сварке возможны более высокие значения скорости сварки (до 60 м/ч), при которых скорость охлаждения достигает 400 °С/с и сохраняется упрочнение наклепом.

При дуговой сварке толстолистового металла, где неизбежен переход к многопроходной сварке, отдельные слои шва хотя и выполняются с малой погонной энергией, но проявляется другое негативное явление - повторный двух- или трехкратный перегрев предшествующего слоя литого металла под термомодеформационным воздействием последующих слоев. Такое воздействие приводит к повторному оплавлению ликватов в зонах двукратного перегрева и к дополнительному обогащению их примесями с последующим затвердеванием ликватов в виде пленок в замкнутых объемах, что может вызывать образование горячих микротрещин. Последние являются концентраторами напряжений, снижающих прочность, запас пластичности шва, ударную вязкость и стойкость против стресс-коррозии.

Для сплавов Al-Mg и др. снижение свойств связано также с окислением и испарением некоторого количества магния, достигающего 3 %.

Положительные результаты по свариваемости достигаются при применении специально разработанной присадочной проволоки, для сплавов В92ц, В92 — марки В92ц, а для сплава 1915 — Св1557.

Также возможна технология, при которой сварку изделий проводят в состоянии Т1 (закалка и старение при 100 °С, 24-36 ч), а после сварки изделия дополнительно подвергают искусственному старению при температурах от 170 °С до 180 °С от 2 до 5 ч.

Такая технология позволяет как снимать сварочные напряжения, так и повышать коррозионную стойкость и прочность сварных соединений.

Механические свойства сварных соединений сплавов системы Al-Zn-Mg в зависимости от вида сварки, представлены в таблице 1.4.

Таблица 1.4 – Прочность сварных соединений алюминиевых сплавов Al-Zn-Mg

Марка сплава	Присадочная проволока	Состояние материала	σ_B^{CB} при растяжении, МПа						
			лист, 2 мм		лист, 10 мм			плита, 20 мм	
			РИНп	АИНп	РИНп	АИНп	АИП	РИНп	АИП
В92	В92ц	Т1 + сварка	290	340	270	300	290	260	280
		Т + сварка + естественное старение (3 мес)	300	360	280	310	300	275	290
1915	Св1557	Т1 + сварка	245	280	230	245	240	-	-
		Т + сварка + искусственное старение	280	320	240	260	250	230	240

РИНп – ручная дуговая сварка в инертных газах неплавящимся электродом; АИНп – автоматическая дуговая сварка в инертных газах неплавящимся электродом; АИП – автоматическая дуговая сварка в инертных газах плавящимся электродом; Т – закаленное состояние; Т1 – закаленное и искусственно состаренное состояние.

1.8 Коррозионные свойства сварных соединений сплавов системы Al-Zn-Mg

Виды и особенности коррозионных разрушений металлических, в том числе сварных, конструкций определяются свойствами материала, напряженным состоянием в конструкции, свойствами коррозионной среды и условиями взаимодействия металла со средой (температурой, временем, условиями контактирования, давлением и др.) [77].

По механизму образования различают коррозию химическую и электрохимическую.

В зависимости от свойств продуктов коррозии можно выделить ее следующие разновидности:

- локальная коррозия в виде пятен на поверхности металла;
- локальная коррозия в виде разъеданий, которая возникает в случае, если процесс происходит на поверхности малой площади и интенсивно распространяется вглубь металла (питтинг);
- межкристаллитная коррозия, возникающая в случае, если агрессивное вещество поступает вглубь металла и разрушает внешние границы кристаллов (зерен), из которых состоит сплав. Продукты коррозии остаются внутри металла, причем на наружной поверхности не происходит никаких заметных изменений. Это особенно опасный вид коррозии с точки зрения скорости процесса. В этом случае материал, создающий границу зерен, выполняет роль анода по отношению к зернам, которые занимают значительную площадь и действуют как катод;
- коррозия под напряжением и ее разновидность – коррозия усталости, возникающая в случае, если помимо воздействия коррозионной среды, изделие из металла подвергается постоянным или переменным нагрузкам;
- расслаивающая коррозия, называемая так же послойной, представляет собой тип избирательной подповерхностной коррозии, которая происходит вдоль многочисленных узких элементов структуры, вытянутых параллельно поверхности металла. Обычно коррозия развивается вдоль границ зерен

(межкристаллитная коррозия), но также наблюдается и вдоль прослоек нерастворимых выделений, располагающихся на параллельных плоскостях в направлении деформации. Расслаивающей коррозии подвержены преимущественно полуфабрикаты с сильно деформированными вытянутыми зернами. Интенсивность расслаивающей коррозии увеличивается в слабокислых средах, а также в том случае, если алюминий находится в паре с другим металлом, катодным по отношению к алюминию.

Расслаивающая коррозия характеризуется чередованием слоев тонкого относительно не прокорродировавшего металла с более толстыми слоями продуктов коррозии, имеющими больший объем, чем металл, на котором они образовались. Продукты коррозии вызывают «разбухание» металла. В предельном случае лист толщиной 1,3 мм разбухает до толщины, равной 25 мм, т. е. почти в 20 раз.

Расслаивающая коррозия не ускоряется под напряжением и не приводит к коррозионному растрескиванию.

Сравнительно высокая коррозионная стойкость алюминия и ряда его мало- и среднелегированных сплавов определяется свойством легко пассивироваться.

На коррозионную стойкость соединений термоупрочняемых алюминиевых сплавов оказывает влияние термическая обработка после сварки [77].

Свариваемые сплавы системы Al-Zn-Mg (1915, 1911) при определенных условиях склонны к коррозионному растрескиванию и расслаивающей коррозии. Оптимальная коррозионная стойкость сварных соединений рассматриваемых сплавов достигается при условии применения присадочной проволоки Св1557 [81] и ступенчатых режимов искусственного старения после сварки: 100 °С, 10-20 ч + 175 °С, 4-6 ч. Свариваемые полуфабрикаты предпочтительно использовать в искусственно состаренном состоянии.

1.9 Применение сплавов системы Al-Zn-Mg и Al-Mg в сварных конструкциях

Естественно стареющие сплавы, самоупрочняемые после закалки при вылеживании в условиях нормальных температур, весьма эффективны при изготовлении особо крупных сварных конструкций, не подлежащих термообработке после сварки.

Сплавы 1915, 7005, 7020 используют для коммерческого транспорта в виде прессованных изделий (профили, прутки, сплошные и полые панели) после термической обработки в режимах T, T1, T6. К этому сегменту относится грузовой автомобильный транспорт, автоцистерны для перевозки сыпучих (цемент, мука и др.) и жидких (бензин, керосин и др.) грузов, автобусы, трамваи, троллейбусы, вагоны метро, вагоны скоростных поездов, грузовые вагоны различного назначения [82, 83] и др. Выбор материалов и полуфабрикатов для изделий коммерческого транспорта и технологий их соединения является важной задачей для конструкторов. Например, изготовление сложных, полых и тонкостенных профилей возможно из сплавов систем Al-Zn-Mg и Al-Mg-Si и затруднено из Al-Mg.

Для автоцистерн, бочки которых делают из сплавов системы Al-Mg (рис. 1.22), снижение веса по сравнению со сталью составляет 2000-2500 кг. Это позволяет увеличить массу перевозимого груза, уменьшить выбросы CO₂, расход топлива, а также снижает износ шин и подвески, что ведет к сокращению эксплуатационных расходов. За счет этих факторов и высокой остаточной стоимости алюминия (несмотря на его более высокую стоимость) использование алюминиевых сплавов для автоцистерн окупается за 1,5-2,0 года.

В Европе сегодня практически 100 % автоцистерн для перевозки бензина, керосина и других горючих жидкостей изготавливают из алюминиевых сплавов, кроме снижения веса важную роль играет отсутствие искрообразования при ударах и трении.



Рисунок 1.22 – Сварная автоцистерна из алюминиевого сплава

При изготовлении автоцистерн из алюминиевых сплавов используют различные методы сварки плавлением, такие как аргонодуговая сварка неплавящимся электродом (TIG), дуговая сварка плавящимся электродом в инертных газах (MIG), плазменная сварка с присадочной проволокой и сварка трением с перемешиванием [20].

Так как алюминиевые листы выпускают ограниченной ширины (как правило, не более 2,0 м), то для получения заготовки цистерны в виде полотнища приходится сваривать несколько листов продольными и поперечными швами.

В качестве основного метода сварки бронекорпусов из алюминиевых сплавов используют полуавтоматическую MIG (аргон). Как правило, сварку бронеплит осуществляют с разделкой кромок, форма и геометрические размеры которых отличаются от приведенных в ГОСТе для дуговой сварки алюминиевых сплавов в инертных газах. После сварки бронекорпус вместе с оснасткой размещают в печи, где осуществляют искусственное старение сварных соединений. Данная операция для сплавов типа АБТ повышает коррозионную стойкость и снижает уровень остаточных напряжений,

практически не изменяя показатели прочности.

Сплавы системы Al-Mg широко применяются в судостроении. В России это марки АМг3, АМг5, АМг61 (1561), 1565ч; за рубежом – 5086, 5083, 5456, 5454 и др. Сплавы этой системы используют в различных состояниях поставки: после отжига, нагартованные (Н, Н116), нагартованные с последующим стабилизирующим отжигом (Н321). За счет этих обработок удается получать материалы с различным сочетанием прочностных свойств и пластичности. Но во всех случаях целесообразно осуществлять контроль стойкости материалов к расслаивающей и межкристаллитной коррозии. Эти сплавы обладают также хорошей свариваемостью, высокими свойствами сварных соединений σ_B^{CB} более $0,9\sigma_B$.

По оценкам ведущих отечественных и зарубежных специалистов, алюминиевые сплавы остаются на сегодняшнее время основным конструкционным материалом для изделий авиационной и ракетно-космической техники. Прессованные полуфабрикаты из сплавов типа В95 и В96 поступают на изготовление киля крупногабаритных самолетов. Применение свариваемых коррозионно-стойких магниевых сплавов (АМг5, АМг6) и сплавов Al-Zn-Mg (1915, В92) предусмотрено для гидросамолетов.

Баки больших ракет для жидкого кислорода и жидкого водорода изготавливают из сплавов типа магниевых (АМг6 – 5056).

Таким образом, сплавы системы Al-Zn-Mg нашли применение в коммерческом транспорте, алюминиевой броне, авиа- и ракетостроении. Рассматриваются возможности применения этих сплавов в мостостроении [84] и велосипедных рамах [85]. Сплавы этой системы характеризуются высокими механическими и хорошими технологическими свойствами, удовлетворительной свариваемостью и коррозионной стойкостью. Из них изготавливают профили, листы и плиты. К основным недостаткам можно отнести склонность к коррозии под напряжением и образование горячих трещин кристаллизационного характера при аргодуговой сварке. Многие

источники говорят о положительном влиянии скандия, циркония и РЗМ как на структуру и механические свойства. Рекомендуется добавлять перечисленные элементы в присадочные материалы.

Сплавы Al-Mg применяют при производстве цистерн для перевозки жидкого топлива, судов, гидросамолетов и баков ракет. Сплавы этой группы хорошо проявили себя при криогенной температуре и сварке плавлением.

1.10 Сплавы системы Al-Zn-Mg-Ca

Новым развитием деформируемых свариваемых сплавов может стать разработка принципиально новых сплавов на основе кальцийсодержащих эвтектик [86-91]. Идея заключается в том, что благодаря эвтектической составляющей можно улучшить литейные свойства, что уже было доказано ранее [92-94], и повысить технологичность при сварке. Наличие эвтектики должно обеспечивать отсутствие кристаллизационных трещин при сварке. С одной стороны, присутствие в структуре хрупких кальцийсодержащих алюминидов может привести к низкой технологичности при прокатке. С другой стороны, хорошая деформационная способность может быть достигнута при относительно компактной форме этих алюминидов, как это реализовано, например, в высокопрочных никалинах AZ6NF [95], где компактные частицы фазы Al_9FeNi не препятствуют деформации.

Кальций, как и никель, способен образовывать интерметаллидные фазы с алюминием и его примесями, увеличивая при этом объемную долю эвтектики. При этом легирование кальцием выглядит более предпочтительным, так как никель снижает коррозионную стойкость. Кроме того, легирование кальцием позволяет получить наибольшую объемную долю эвтектической составляющей (31,1 об.%). Более того, кальций обладает низкой плотностью ($1,55 \text{ г/см}^3$) и эффективен при повышении стойкости к питтинговой коррозии [96]. Аналогично силуминам на основе эвтектики (Al)+(Si), которые эффективно обрабатываются давлением и получают в виде сварочной проволоки, сплавы на основе эвтектики (Al)+ Al_4Ca способны

подвергаться деформации со степенью обжатия до 95 % [86, 87, 91]. Следует отметить, что кальций, по сравнению с кремнием, при аналогичных концентрациях в сплаве, способствует формированию намного большей объемной доли второй фазы, а сама эвтектика в литой структуре гораздо более дисперсная без применения модифицирования [86, 91]. Важно отметить, что кальций позволяет связать железо и кремний в тройные соединения ($Al_{10}CaFe_2$ [97], Al_2CaSi_2 [98, 99]), которые обладают благоприятной морфологией и не оказывает отрицательного влияния на механические свойства и коррозионную стойкость, что обосновывает потенциал разработки новых вторичных сплавов.

Большое количество современных исследований посвящено легированию кальцием магниевых сплавов [100-104]. И только единичные точечные исследования, начиная с конца прошлого века, проведены по алюминиевым сплавам с добавками кальция [105 - 108]. В работах [109, 110] были уточнены данные по диаграмме состояния Al-Zn-Ca. Отмечается, что цинк способен замещать алюминий в соединении Al_4Ca . В исследованиях НИТУ МИСиС под руководством Белова Н.А. была выявлена широкая область гомогенности фазы, которая может быть описана как $(Al,Zn)_4Ca$, а ее решетка аналогична решетке фазы Al_4Ca [86, 87]. В работах было обнаружено смещение границы первичной кристаллизации в сторону меньших концентраций кальция, а чисто эвтектическая структура наблюдалась в сплаве Al-9%Zn-2,5%Mg-4%Ca. Нагрев под закалку проводили по двухступенчатому режиму: 450 °С, 3 ч + 500 °С, 3 ч. Назначение первой ступени — растворение неравновесной эвтектики (рис. 1.23а), а второй — формирование более или менее глобулярных частиц фазы Al_4Ca . В результате термообработки сформировалась благоприятная микроструктура (рис. 1.23б). Такая структура способствует достаточно высокой технологической пластичности при прокатке и позволяет получать горячекатаные листы с обжатием ~80 %. Морфология глобулярных включений фазы $(Al,Zn)_4Ca$ при деформации почти не меняется, что

отражено на рис. 1.23в. Эта структура позволяет получить достаточно высокие показатели механических свойств ($\sigma_B \sim 600$ МПа), что позволяет рассматривать данные сплавы для замены высокопрочных сплавов типа В95.

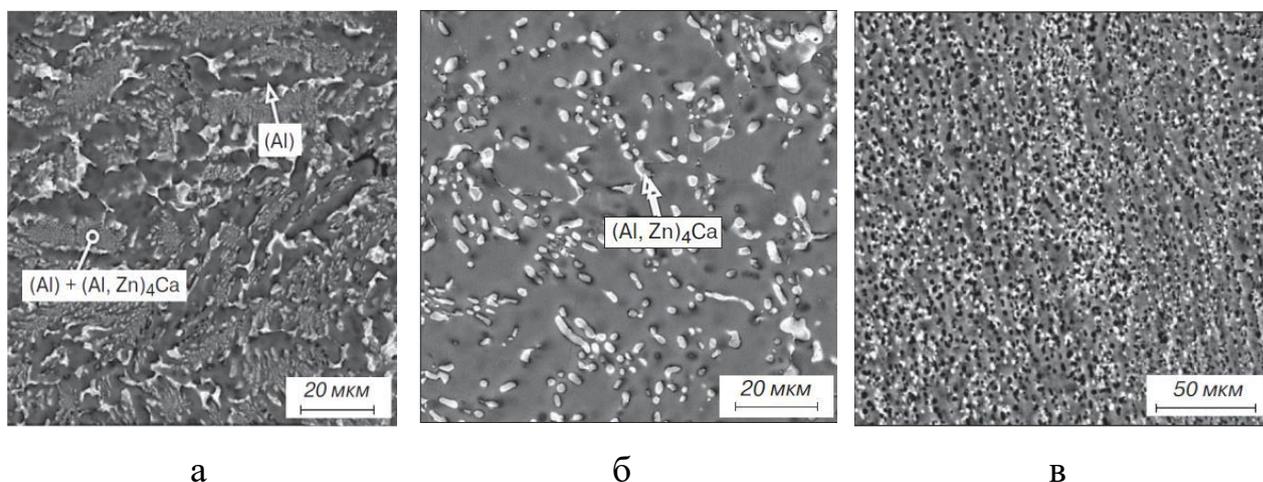


Рисунок 1.23 – Структура сплава Al-9%Zn-2,5%Mg-4%Ca: а – литая структура; б – структура после отжига 450°C, 3 ч + 500°C, 3ч; в – структура деформированного полуфабриката [86]

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 1

1. Применительно к алюминию и его сплавам используют все промышленные способы сварки плавлением: TIG, MIG, СМТ, лазерную, плазменную, лазерно-дуговую, электронно-лучевую сварку, а также сварку трением с перемешиванием. Выбор вида сварки определяется толщиной металла, конструкцией изделия и масштабами производства.

2. Сплавы Al-Mg имеют склонность к окислению легирующего элемента (Mg), к образованию пор и горячих трещин в многослойных швах и зоне сплавления, а также к хрупким разрушениям соединений. При системном решении этих задач применяют ввод модифицирующих элементов (Sc и др.) в состав сплава и в электродную проволоку, а также осуществляют переход к прогрессивным способам сварки.

3. Сплавы системы Al-Zn-Mg являются перспективными свариваемыми, термически упрочняемыми алюминиевыми сплавами. Одной из главных их особенностей является способность сварных соединений самозакаливаться и естественно стариться без повторной термической обработки. Однако сплавы Al-Zn-Mg обладают значительной склонностью к

образованию кристаллизационных трещин. Оптимальное сочетание механических свойств получают при отношении Zn к Mg равном 2,5, а для оптимальной свариваемости наиболее благоприятно отношение Zn к Mg равном 1. При этом суммарное количество цинка и магния не должно превышать 6-7 %.

4. Добавки циркония и скандия повышают коррозионную стойкость Al-Zn-Mg сплавов при легировании в пределах не более 0,2 %, дополнительно повышают прочность сварных соединений (после отжига) и уменьшают горячеломкость алюминиевых сплавов при литье и сварке. Установлено, что Sc и Zr могут улучшить предел текучести и предел прочности на растяжение сплава Al-Zn-Mg на 59 МПа (23,3 %) и 16 МПа (4,0 %) в сварных соединениях TIG соответственно. Вторичные частицы фазы $Al_3Sc_xZr_{1-x}$, первоначально присутствующие в исходном сплаве, укрупняются в процессе сварки TIG, но они могут сдерживать рост зерна и перекристаллизацию, таким образом, улучшая производительность сварки.

5. Введение кальция в сплавы системы Al-Zn-Mg способствует повышению литейных свойств за счет формирования эвтектики $[(Al)+(Al,Zn)_4Ca]$, которая в том числе способна к сфероидизации после отжига при температуре выше 500 °С. Кальций позволяет связать железо и кремний в тройные соединения $Al_{10}CaFe_2$, Al_2CaSi_2 , которые обладают благоприятной морфологией и не должны препятствовать деформационной обработке. Наличие эвтектики должно повысить технологичность при сварке и уменьшить склонность к образованию горячих трещин по сравнению с сплавами Al-Zn-Mg группы.

6. Таким образом, на основе проведенного анализа можно сделать вывод, что Al-Ca-Zn-Mg-Zr-Sc сплавы будут обладать удовлетворительной свариваемостью, прочностью и коррозионной стойкостью сварных соединений. Наиболее перспективный сплав, состав которого вытекает так же из главы 3, Al-(1,5-4) масс.% Ca - 4 масс.% Zn - 2,5 масс.% Mg-0,4 масс.% Fe- 0,2 масс.% Zr - 0,1 масс.% Sc может рассматриваться в качестве перспективного свариваемого материала взамен марочным сплавам Al-Zn-Mg группы.

ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Плавка и термообработка сплавов

Сплавы Al-4%Zn-2,5%Mg-(1,5-4,0)%Ca-0,2%Zr-0,1%Sc были основным объектом экспериментальных исследований. Для получения образцов сварных соединений использовали горячекатаные листы и катанку собственного производства, которые были изготовлены из лабораторных слитков. Плавку проводили в электрической печи сопротивления Nabertherm K 1/13 (рис. 2.1а) при температуре 850°C с использованием в качестве шихтовых материалов чистых металлов (алюминий А99, цинк Ц0А, магний Мг90, металлический кальций) и лигатур (Al-15%Zr и Al-2%Sc). В расплав алюминия поочередно и порционно вводили лигатуру с цирконием и скандием, металлический кальций, а также завернутые совместно в алюминиевую фольгу магний и цинк. Расплав подвергался рафинирующей обработке способом введения «колокольчика» с порошком гексахлорэтана (C₂Cl₆) в количестве 0,5% от массы плавки. Способом гравитационной заливки в графитовые формы получали плоский слиток (40x140x180 мм) и цилиндрический слиток (40x280 мм). Химический состав сплава согласно результатам спектрального анализа, проведенного на эмиссионном спектрометре ARL3460, представлен в таблице 1. Видно, что полученные концентрации компонентов достаточно близки к расчетным значениям.

Таблица 2.1 - Составы экспериментальных сплавов AlZnMgCaFeZrSc

№	Концентрация, масс. %							
	Ca	Zn	Mg	Zr	Sc	Si	Fe	Al
1	1,5	4,0	2,3	0,19	0,08	0,20	0,43	основа
2	2,2	4,2	2,1	0,22	0,12	0,15	0,45	основа
3	2,5	4,5	2,4	0,20	0,09	0,10	0,49	основа
4	2,8	4,3	2,7	0,21	0,11	0,05	0,45	основа
5	4,0	4,1	1,9	0,38	0,09	0,05	0,47	основа

Образцы из слитка, полученного на промышленном оборудовании, подвергались термической обработке (гетерогенизационному отжигу) в муфельной электрической печи SNOL 8,2/1100 (рис. 2.1б), с точностью поддержания температуры ± 5 К. В данных печах используется

программируемый терморегулятор, который дает возможность устанавливать время нагрева и на дисплее одновременно указывается заданная и текущая температура в камере. Образцы подвергались ступенчатому отжигу в интервале температур 250-500 °С, с выдержкой на каждой ступени 3 ч. Режимы термообработки приведены в табл. 2.2. Температура нагрева образцов контролировалась как внутренней встроенной хромель-алюмелевой термопарой, типа К, так и внешней хромель-алюмелевой термопарой, типа К, подключенной к контрольно-измерительному прибору ОВЕН ТРМ200. Данная схема контроля нагрева образцов обеспечивает сходимость и достоверность полученных результатов.

Таблица 2.2 - Режимы термообработки экспериментальных сплавов

Обозначение	Режим	Обозначение	Режим
S250	S200 + 250 °С, 3 ч.	S400	S350 + 400 °С, 3 ч.
S300	S250 + 300 °С, 3 ч.	S450	S400 + 450 °С, 3 ч.
S350	S300 + 350 °С, 3 ч.	S500	S450 + 500 °С, 3 ч.



а



б

Рисунок 2.1 – Печное оборудование для литья и термообработки: а - электрическая печь сопротивления Nabertherm K 1/13; б - муфельная электрическая печь SNOL 8,2/1100

2.2 Продольная и радиально-сдвиговая прокатка

Слитки подвергались предварительному отжигу при температуре 450 °С с выдержкой в течение 5 часов для снятия литейных напряжений и устранения дендритной ликвации. Далее предварительно нагретые до температуры 450 °С слитки подвергались продольной прокатке на двухвалковом стане ДУО-210 (внешний вид стана показан на рис. 2.2а). Было проведено 11 проходов по схеме 40-37-33-28-23,5-19-15-12-8,4-6,0-3,9-2,0 мм. Общая схема получения горячекатаного листа представлена на рис. 2.3а. Степень обжатия относительно исходного слитка составила 95 %. Полученный 2 мм листовой прокат после горячей прокатки подвергали дополнительной прокатке до толщины 1 мм при 400 °С. При аналогичной температуре проводилась радиально-сдвиговая прокатка цилиндрических слитков на трехвалковом министане РСП 14-40 в четыре прохода по схеме 40-31-24-17-14-9 мм. Полученные прутки диаметром 9 мм подвергались промежуточному отжигу при температуре 450 °С с выдержкой в течение 1 ч. Далее проводилась прокатка на электромеханических вальцах CHINETTI LM 120 (рис. 2.2.б) с сортовыми валками до получения катанки с квадратным сечением 2x2 мм, которую использовали как присадочный материал при сварке. Общая схема получения катанки представлена на рис. 2.3б.



Рисунок 2.2 – Оборудование для получения деформированных полуфабрикатов: а – стан горячей прокатки ДУО210; б – электромеханические вальцы LM120

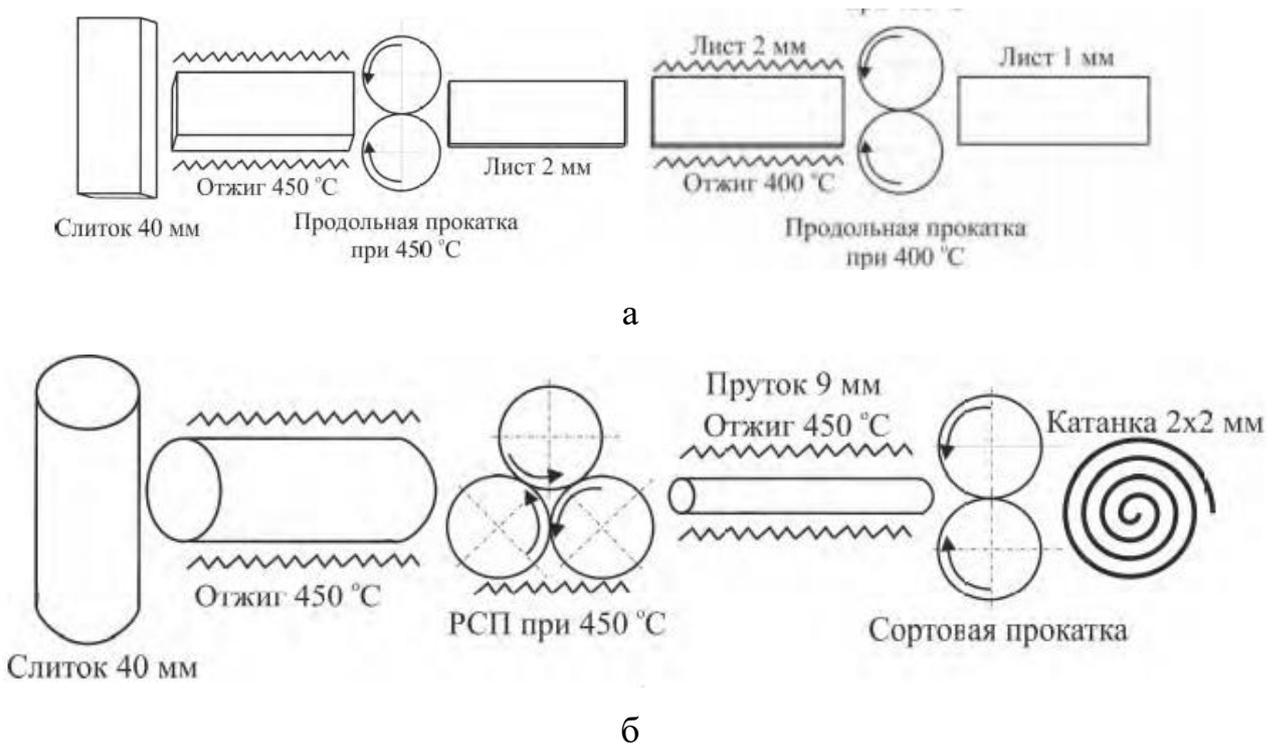


Рисунок 2.3 - Технологические схемы получения листов (а) и катанки (б) из экспериментального сплава

2.3 Аргонодуговая сварка

Перед сваркой проводили предварительную подготовку поверхности пластин и торцевой поверхности кромок способом их зачистки угловой шлифовальной машиной МАКІТА, оборудованной металлической щеткой типа «чашка» диаметром 100 мм с нержавеющей проволокой диаметром 0,5 мм (рис. 2.4б). Толщина снятого слоя составляла ~0,1 мм. Присадочные материалы зачищали наждачной бумагой и обезжировали ацетоном. В настоящей работе сварку проводили ручным аргонодуговым способом ТІG с использованием сварочного аппарата EWM Tetrix 270 AC/DC (рис. 2.4а) при токе дуги 100-110 А, примерной скорости сварки ~9-11 м/ч и расходе аргона 6 л/мин. Соединяли по две карточки с габаритами 100x200 мм, вырезанные из горячекатаных листов каждого экспериментального сплава. Проводили сравнение структуры и свойств соединений, полученных с использованием присадки основного металла

(образцы AlCa) и стандартной проволоки (образцы AlMg) в исходном состоянии и после отжига при температуре 350 °С с выдержкой в течение 3 ч. Сравнивали значения механических свойств со свойствами отожженных при аналогичной температуре горячекатаных листов.



Рисунок 2.4 – Оборудование для TIG-сварки: а - сварочный аппарат EWM Tetrix 270 AC/DC; б - угловая шлифовальная машина MAKITA с насадкой типа «чашка»

Помимо присадки из кальций-содержащего сплава использовали стандартную присадку из сплава СвАМг5.

Ввиду отсутствия существующих экспериментальных данных по сварке кальций-содержащих алюминиевых сплавов, первоначально пластины из экспериментального сплава подвергались опробованию аргонодуговой сварке на проплав без присадочной проволоки с целью выявления поведения металла и качества формирующегося шва.

2.4 Измерение твердости

Шлифы и образцы для измерения твердости вырезали поперечно направлению сварки, а также с учетом контроля структуры всех зон (зона сплавления, термического влияния, основного металла), на расстоянии 30 мм от центра шва по обе стороны и шириной 10 мм.

Для измерения твердости использовался твердомер Metkon Duroline MH-6 (рис. 2.5). Для определения твердости по Виккерсу была использована нагрузка 1 кг и время выдержки 10 с.



Рисунок 2.5 - Твердомер Metkon Duroline MH-6

2.5 Структурные исследования

Качество сварных соединений оценивали с использованием визуального анализа поверхности и анализа поверхности поперечного сечения с использованием бинокулярного стереомикроскопа Crystallite SZM45 ZOOM (180X). Затем на этих же образцах измеряли твердость вдоль шлифа с шагом 0,5, 1 и 2 мм с захватом зоны основного металла для оценки разности показателей.

Детальный металлографический анализ проводили с использованием сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) TESCAN VEGA3 (рис. 2.6), который укомплектован системой локального микроанализа (МРСА) производства Oxford Instruments и программным обеспечением Aztec при увеличениях от $\times 200$ до $\times 5000$. Количественный анализ структуры проводили с помощью программы ImageJ.



Рисунок 2.6 - СЭМ TESCAN VEGA3

Анализ тонкой структуры проводился посредством просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEOL JEM 1400 (рис. 2.7).

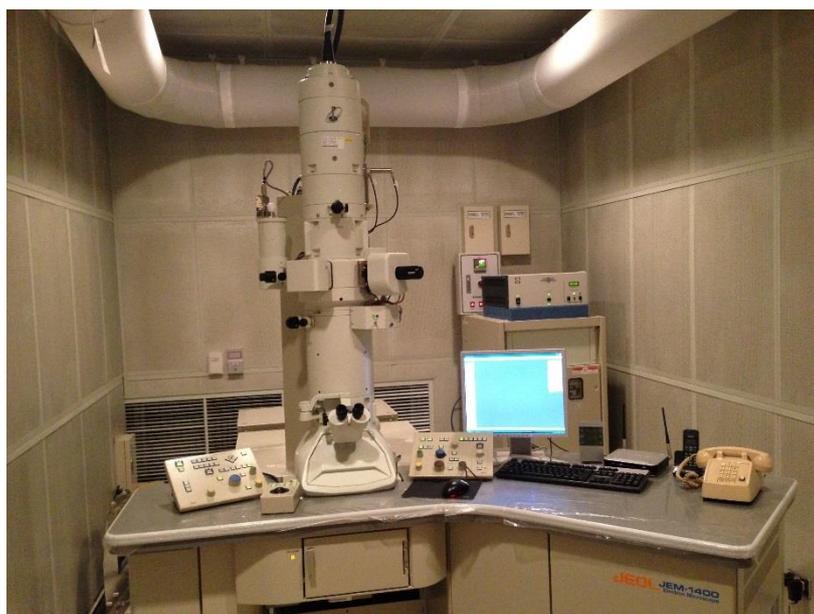


Рисунок 2.7 – ПЭМ JEOL JEM 1400

2.6 Испытания на растяжение

Испытания на одноосное растяжение листов проводили по ГОСТ 1497-84, а сварных соединений согласно ГОСТ 6996-66. Согласно последнему стандарту были подготовлены плоские образцы, вырезанные перпендикулярно направлению сварки (рис. 2.8). Определяли значения

предела прочности (σ_B), условного предела текучести ($\sigma_{0,2}$) и относительного удлинения (δ). Испытания на растяжение для всех образцов проводились на универсальной испытательной машине Zwick/Roell Z250 в комплексе с автоматическим датчиком продольной деформации, высокотемпературной печью и термокамерой. Испытательная машина Zwick/Roell Z250, приведена на рис. 2.9. Скорость испытания составляла от 1 до 10 мм/мин (1 мм в минуту до достижения предела текучести и 10 мм/мин до разрушения образца). Испытательный комплекс Zwick/Roell Z250 выдаёт результат в виде протокола сводной таблицы с данными.

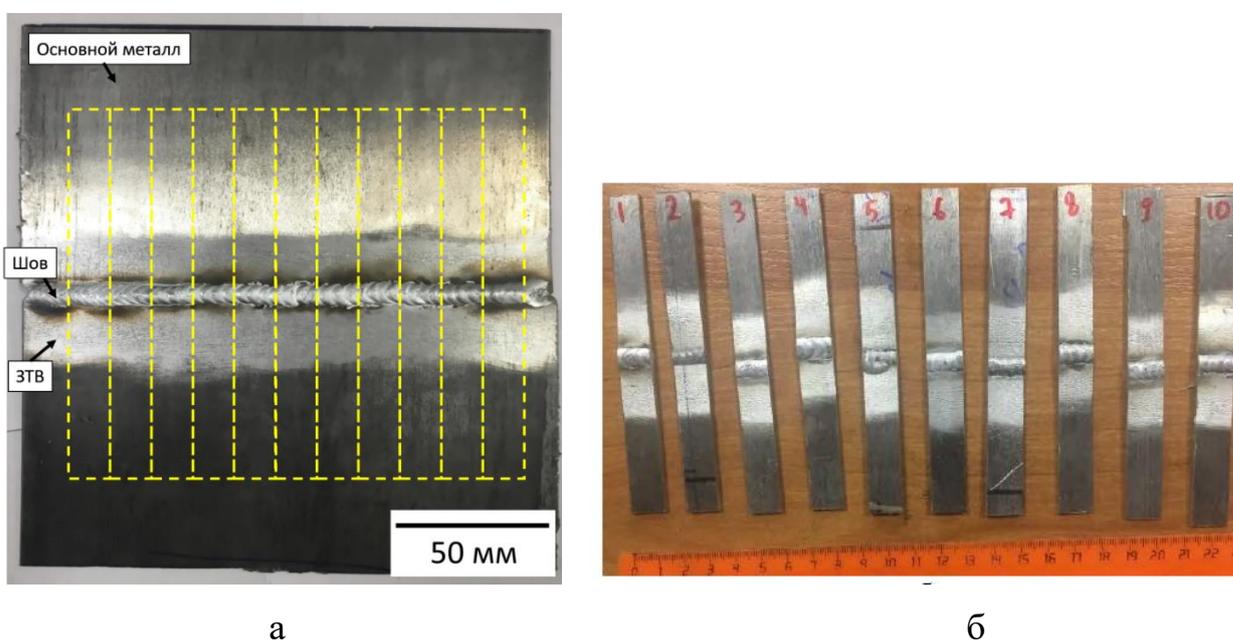


Рисунок 2.8 - Схема вырезки (а) и образцы для механических испытаний (б)



Рисунок 2.9 - Испытательная машина Zwick/Roell Z250

2.7 Компьютерная рентгеновская томография

Качество сварных соединений оценивали с использованием рентгеновской компьютерной томографии. Ограничением оптической и электронной микроскопии является способность исследовать только поверхность объекта. Однако для исследования материалов и поиска дефектов этого недостаточно, так как искомые дефекты не обязательно выходят на поверхность, но также могут находиться внутри объекта исследования. Для решения задачи нахождения дефектов подходит метод компьютерной рентгеновской томографии. Этим методом можно получать объёмные изображения объектов, включая внутреннюю структуру. Благодаря относительно большой проникающей способности рентгеновских лучей, компьютерная томография позволяет проводить неразрушающий контроль и, в ограниченном объёме, химическую характеристику внутренней структуры материалов [111]. Также, поскольку метод основан на рентгеновском излучении, он хорошо применим для исследования как металлических, так и не металлических образцов, твердых и пористых материалов, гладких и со сложной поверхностью.

Система компьютерной томографии включает в себя источник рентгеновского излучения (рентгеновская трубка), систему управления образцом, детектор излучения и компьютерную систему для анализа данных. На рисунке 2.10 показан общий вид типичной системы компьютерной томографии. Рентгеновская трубка излучает рентгеновский пучок, который проецирует на детектор изображения (теневые проекции) образца под разными углами, в то время как образец или трубка с детектором совершают вращение. Полученные данные могут быть проанализированы на компьютере и реконструированы в объемное изображение исследуемого объекта.

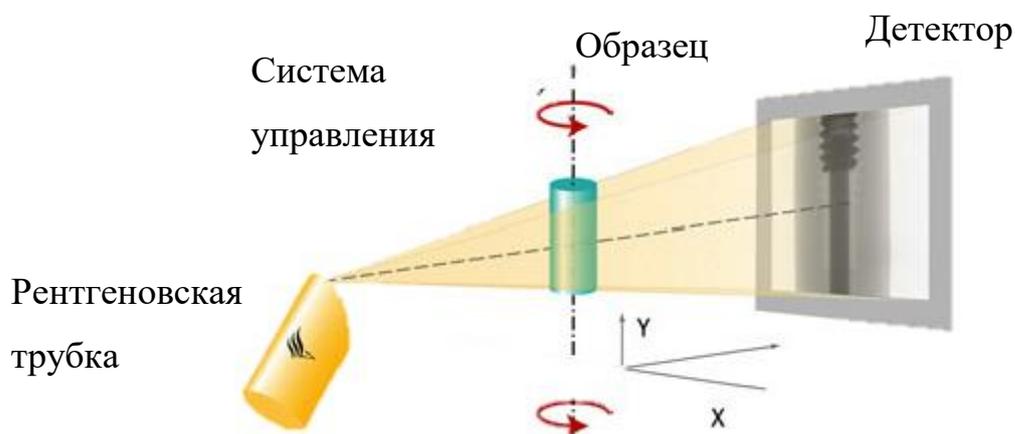


Рисунок 2.10 – Система компьютерной томографии

ГЛАВА 3. ОБОСНОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫМ МЕТОДОМ

3.1 Расчет систем Al-Ca-Zn-Mg и Al-Ca-Zn-Mg-Fe

Определенный интерес с точки зрения заявленных в работе целей могут представлять сплавы на основе базовой матричной системы Al-Zn-Mg, являющейся основой наиболее высокопрочных деформируемых алюминиевых сплавов. Добавка эвтектикообразующего кальция к матричному составу может способствовать повышению технологичности сплавов как при получении слитков, так и сварных соединений. Не смотря на то, что сплавы данной системы упрочняются после закалки и старения, которые в рамках данной работы не рассматриваются, совмещение интенсивной деформационной обработки, твердорастворного упрочнения и нанодисперсоидов L_{12} может в значительной степени заменить стандартную упрочняющую термообработку.

В рамках текущей главы будут рассмотрены две базовые системы Al-Ca-Zn-Mg и Al-Ca-Zn-Mg-Fe.

На рис. 3.1 представлены поверхности ликвидус для четырех систем Al-(2-3)Mg-Zn-Ca; Al-1Mg-6Zn-Ca-Fe; Al-3Mg-8Zn-Ca-Fe, построенные в программной среде Thermo-Calc в базе данных TCAl4. Из рис.3.1а и б можно видеть, что повышение концентрации магния с 2 до 3 масс.% для Al-Mg-Zn-Ca практически не влияет на области первичной кристаллизации фаз (Al) и Al_4Ca . Первичные кристаллы (Al) могут образовываться в широком диапазоне концентраций кальция и цинка. При добавлении железа возможно появление первичных кристаллов Al_3Fe . При практически применимой концентрации кальция 4 масс.% и среднем содержании Mg и Zn (рис. 3.1в), допустимое содержание железа составляет порядка 0,75 масс.%. Повышение концентрации магния и цинка приводит к снижению допустимой концентрации железа до 0,5 масс.% (рис. 3.1г).

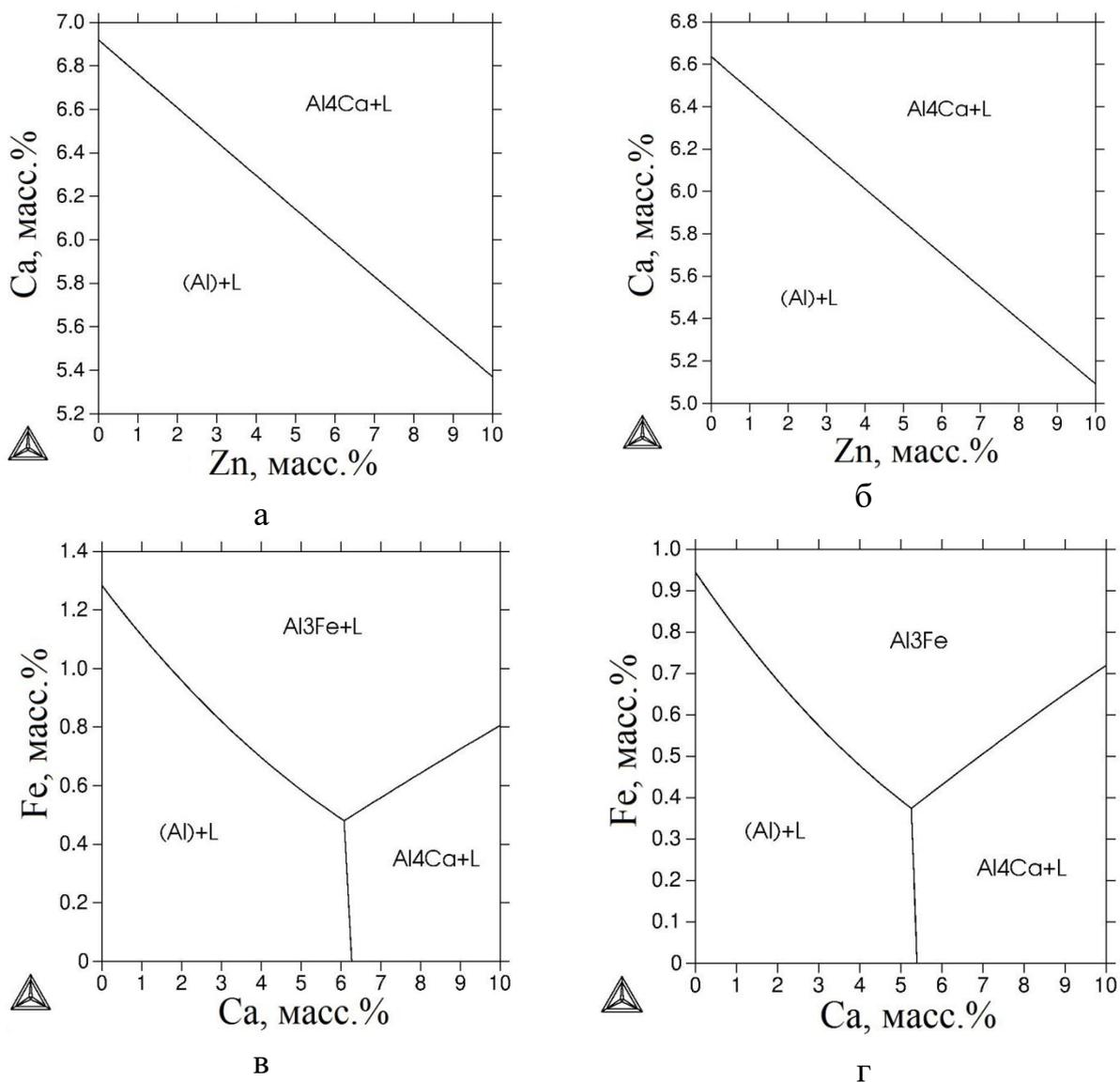


Рисунок 3.1 - Поверхности ликвидус систем: а) Al-2Mg-Zn-Ca; б) Al-3Mg-Ca-Zn; в) Al-1Mg-6Zn-Ca-Fe; г) Al-3Mg-8Zn-Ca-Fe.

Для анализа равновесной кристаллизации были построены политермические разрезы. Из рис. 3.2а можно видеть, что при содержании кальция 4 масс.% и магния 2,5 масс.%, содержание цинка в пределах растворимости в (Al) составляет порядка 10 масс.%. Сверх этой концентрации, после появления первичных кристаллов (Al) и двойного эвтектического превращения $L \rightarrow (Al) + Al_4Ca$, следует ряд более сложных эвтектических превращений. При добавлении железа в базовую систему $Al_4Ca_4Zn_2Mg$, первичные кристаллы железистой фазы следует ожидать начиная 0,7 масс.% железа. При меньших концентрациях все железо входит в

состав эвтектик: двойной $\text{Al}_3\text{Fe}+(\text{Al})$ и тройной $\text{Al}_3\text{Fe}+\text{Al}_4\text{Ca}+(\text{Al})$, в которой фазы обладают более компактной морфологией (рис. 3.2в). Увеличение концентрации цинка и магния до 8 и 3 масс.%, соответственно, приводит к снижению допустимой концентрации железа до 0,5 масс.%

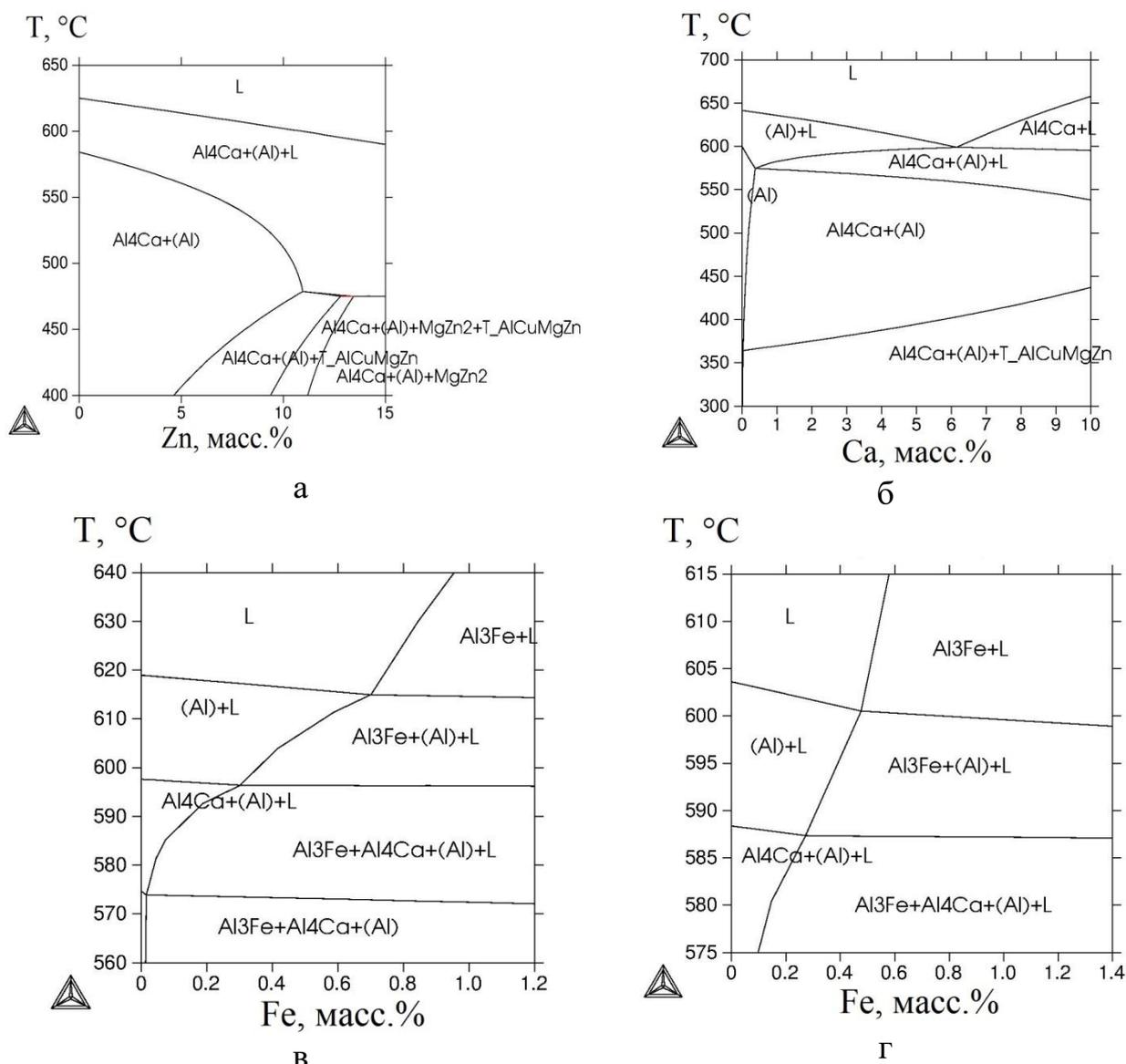


Рисунок 3.2 – Политермические разрезы систем: а) $\text{Al}_4\text{Ca}_2.5\text{MgZn}$; б) $\text{AlCa}_2.5\text{Mg}_4\text{Zn}$; в) $\text{Al}_4\text{Ca}_2\text{Mg}_4\text{ZnFe}$; г) $\text{Al}_4\text{Ca}_3\text{Mg}_8\text{ZnFe}$

Качественный и количественный фазовый состав перспективного композиционного сплава $\text{Al-4Ca-2Mg-4Zn-0,6Fe}$ представлен в табл. 3.1, из которой видно, что суммарное содержание вторых фаз составляет порядка 16 масс.%

Таблица 3.1 – Фазовый состав сплава Al-4Ca-2Mg-4Zn-0,6Fe сразу после кристаллизации

Массовая доля фаз, масс.%	
Al ₃ Fe	Al ₄ Ca
1,4	14,2

Однако Thermo-Calc не учитывает формирование фазы Al₁₀CaFe₂ вместо Al₃Fe [71, 72]. Поэтому кальций совместно с железом наиболее вероятно обеспечат формирование ряда эвтектических реакций с образованием фаз (Al, Zn)₄Ca, Al₁₀CaFe₂, а цинк с магнием неравновесной Т-фазы (Al₂Mg₃Zn₃).

3.2 Обоснование состава сплавов Al-Zn-Mg-Ca-Fe-Zr-Sc

В настоящей работе кальций используется как добавка к матричному сплаву Al-Zn-Mg. Указанная система является основой наиболее прочных алюминиевых сплавов, которые, однако, известны крайне низкой технологичностью при сварке (из-за образования горячих трещин). Максимум горячеломкости лежит вблизи концентрационной границы появления неравновесных эвтектик и приходится на 7 % цинка при содержании магния 2,5 % в алюминиевых сплавах. Существуют свариваемые сплавы типа 1915 (Zn+Mg<6%), применяющиеся вместо магналиев в относительно нагруженных конструкциях [5]. Присутствие в разрабатываемом сплаве 4%Zn и 2%Mg обеспечит упрочнение твердого раствора аналогично сплаву 1915 (сплав является самозакаливаемым). Отличительной особенностью Al-Zn-Mg сплавов является возможность получения пересыщенного твердого раствора при кристаллизации сварного шва. Реализация этого эффекта была предусмотрена в кальцийсодержащем сплаве, изученном в настоящей работе.

До настоящей работы основные исследования были выполнены применительно к сплавам системы Al-Zn-Mg-Ca, упрочняемым закалкой и

старением и содержащие $Zn+Mg < 10\%$ [86-90]. В работе [89] сплав $Al_{19}Zn_{2,5}Mg_4Ca$ после 80 % деформации имел временное сопротивление выше 580 МПа. Указанные свойства были достигнуты несмотря на то, что цинк растворяется в фазе $(Al, Zn)_4Ca$, снижая эффект упрочнения. Следует отметить, что кальций, по сравнению с кремнием, при аналогичных концентрациях в сплаве, способствует формированию намного большей объемной доли второй фазы, а сама эвтектика в литой структуре гораздо более дисперсная без применения модифицирования [86]. Резюмируя, вклад в упрочнение нового сплава будет вносить не только матрица $Al-Zn-Mg$, но и дисперсные кальцийсодержащие алюминиды.

Так как разрабатываемые сплавы предназначены для деформационной обработки с высокими степенями обжатия и последующей аргоно-дуговой сварки, то концентрацию кальция целесообразно поддерживать на уровне 4 масс.% для образования дисперсной эвтектики, формирование которой должно обеспечить высокую свариваемость и связывание железа в фазу компактной морфологии. При этом магний и цинк, как уже говорилось ранее, нужны для вклада в прочностные свойства за счет твердорастворного упрочнения. Добавка железа до 0,6 % позволяет использовать в качестве шихтовых материалов алюминий технической чистоты.

Известной проблемой сварки плавлением алюминиевых сплавов является значительное разупрочнение зоны термического влияния (ЗТВ). Для предупреждения данного эффекта в новом сплаве также были использованы добавки скандия и циркония, которые являются известными элементами антирекристаллизаторами и способствуют выделению упрочняющих частиц фазы L_{12} после стабилизирующего отжига или предполагаемого нагрева ЗТВ. Вдобавок, эти элементы способствуют уменьшению горячеломкости при сварке [112-114], а также используются в сплавах, упрочняемых без необходимости закалки [115-117].

Совместная добавка 0,2%Zr и 0,1%Sc призвана обеспечить высокий уровень термостабильности за счет малой диффузии циркония, который

замещает часть скандия в фазе Al_3Sc , и упрочнения за счет формирования когерентных наночастиц фазы $L1_2$. Скандий при совместном добавлении с цирконием способствует более быстрому распаду твердого раствора и меньшему размеру частиц $L1_2$ по сравнению с частицами, которые также образуются в сплавах Al-Zr. При рассмотрении последних похожий уровень свойств может быть достигнут, например, в сплаве с добавкой 0,6%Zr, что, однако приведет к необходимости повышения температуры плавки. Добавка 0,2%Zr и 0,1%Sc была признана наиболее удачной с точки зрения достижения эффективности плавки, в частности температура ликвидус составляет ~ 740 °C, что совместимо с температурными режимами плавки марочных алюминиевых сплавов.

3.3 Анализ литой структуры и механических свойств после ступенчатого отжига

Для экспериментального изучения необходимости добавки скандия отобран перспективный сплав состава Al-4Ca-4Zn-2Mg-0,6Fe с добавками 0,2%Zr и 0,1%Sc и с добавкой только циркония 0,4%. Допустимое содержание примеси кремния составляет 0,2%, поскольку при большей концентрации этого элемента возникает опасность образования грубых включений соединения Al_2CaSi_2 . Результаты определения твердости сплавов на основе Al4Ca4Zn2Mg0,6Fe в процессе ступенчатого отжига в интервале температур 300-500 °C, с шагом 50 градусов и выдержкой при температуре каждой ступени 3 ч. представлены на рис. 3.3. Можно видеть, что твердость сплава только с цирконием практически сразу снижается с увеличением температуры отжига. Небольшой пик наблюдается при температуре ступени 350 °C, что соответствует распаду (Al) с выделением циркониевой фазы. При дальнейшем повышении температуры твердость плавно снижается, что объясняется огрублением циркониевых и эвтектических частиц. При этом растворение цинка и магния в (Al) с повышением температуры ступени не влияет на твердость сплава. Совместное легирование цирконием и скандием

обеспечивает существенный прирост твердости. Пик твердости достигает 113 единиц при температуре ступени 300 °С, что более чем на 20 % больше, чем в исходном литом состоянии.

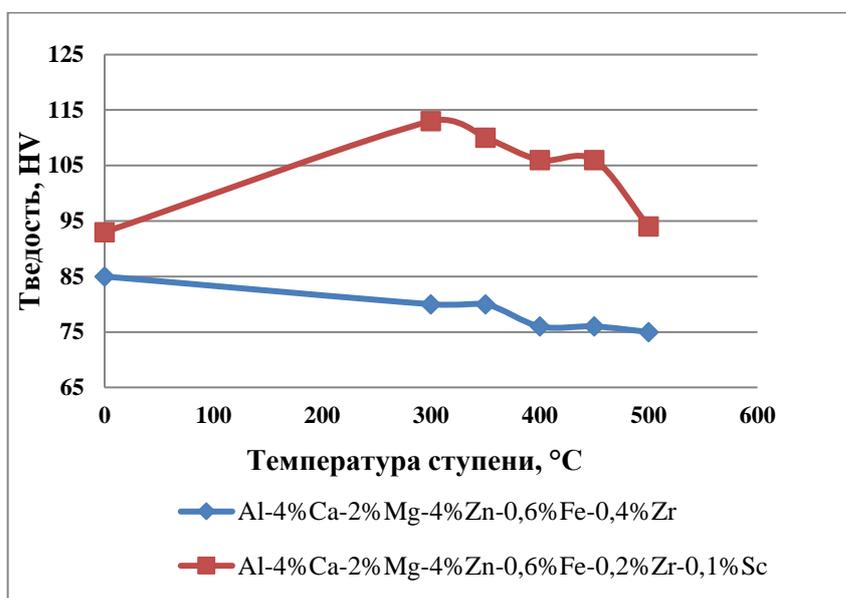


Рисунок 3.3 - Результаты определения твердости для сплавов $Al_4Ca_4Zn_2Mg_{0,6}Fe_{0,2}Zr_{0,1}Sc$ и $Al_4Ca_4Zn_2Mg_{0,6}Fe_{0,4}Zr$

Наблюдаемое снижение твердости для всех сплавов при температурах свыше 400 °С связано как с огрублением упрочняющих наночастиц фазы $L1_2$ так и с огрублением дисперсной эвтектики.

Сплав $Al_4Ca_4Zn_2Mg_{0,6}Fe_{0,2}Zr_{0,1}Sc$ в литом состоянии имеет гетерогенную дендритную структуру, в которой конгломераты интерметаллидов светлого цвета различной морфологии (~30 об.%, эвтектические скелеты и компактные частицы) и размером от 5 до 25 мкм расположены по границам дендритных ячеек (Al) размером ~25 мкм (рис. 3.4). В структуре не обнаружено включений игольчатой фазы Al_3Fe , поэтому кальций и железо вероятнее всего связаны в тройную фазу $Al_{10}CaFe_2$. Выбранная технология плавки и литья позволила обеспечить растворение Zr и Sc в (Al) в результате кристаллизации, о чем свидетельствует отсутствие первичных интерметаллидов фазы $Al_3(Zr, Sc)$ и результаты МРСА (табл. 3.2) твердого раствора (Al). Результаты МРСА также свидетельствуют, что Zn распределяется между (Al) и эвтектическими включениями $(Al, Zn)_4Ca$ и T в

количестве 2 масс. % и 11 масс. % (5,3 ат. %) соответственно. В то же время, Mg не образует фаз с кальцием и распределяется в одинаковом количестве (~1,7 и ~1,5 масс.%) между (Al) и неравновесной эвтектикой.

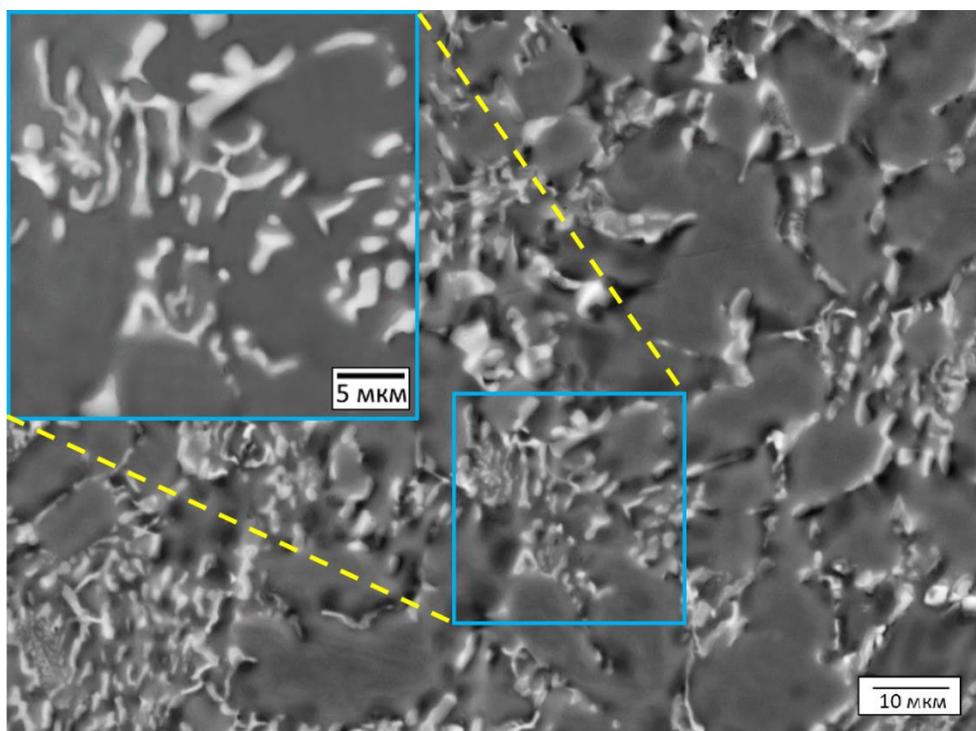


Рисунок 3.4 – Микроструктура сплава $Al_4Ca_4Zn_2Mg_{0,6}Fe_{0,2}Zr_{0,1}Sc$ в литом состоянии, СЭМ

Таблица 3.2 – Химический состав структурных составляющих, определенный по результатам МРСА (масс %)

Фаза	Mg	Al	Ca	Sc	Fe	Zn	Zr
Эвтектика	1,69	73,49	11,35	0,00	2,16	11,01	0,00
(Al)	1,51	96,19	0,04	0,16	0,06	1,77	0,30

ГЛАВА 4. АНАЛИЗ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ЛИТОЙ СТРУКТУРЫ

По результатам главы 3 выбран перспективный сплав состава Al-4Ca-4Zn-2Mg-0,6Fe-0,2Zr-0,1Sc. Однако, как видно из табл. 3.2, алюминиевый твердый раствор оказался малолегированным цинком и магнием, а уровень пластичности данного сплава в деформированных полуфабрикатах (~3 %) оказался недостаточным из-за большого количества интерметаллидов в структуре деформированных полуфабрикатов и из-за высокой объемной доли эвтектики в литой структуре. Поэтому состав сплава был скорректирован прежде всего по количеству кальция. Состав экспериментальных сплавов приведен в табл. 2.1.

В результате плавки и литья для изучаемых сплавов (табл. 2.1) были получены плоские (рис. 4.1а) и цилиндрические слитки (рис. 4.1б). Поверхность слитков имела характерную литейную корку. После отделения прибыльной части (1/5 от высоты) выявили отсутствие газоусадочной пористости, трещин и других видимых дефектов.



Рисунок 4.1 – Общий вид слитков из экспериментальных сплавов: а – цилиндрические слитки; б – плоские слитки

Ключевым критерием качества слитков являлось отсутствие в структуре включений размером более 20 мкм и первичных интерметаллидов цирконий- и скандий-содержащей фазы, которые, как правило при СЭМ

анализе выделяются более ярким цветом от алюминиевой матрицы и кальций-содержащих частиц. В частности, в случае сплава, содержащего 0,4%Zr и 0,1%Sc (сплав № 5, табл. 2.1), его литая структура содержит частицы фазы $Al_3(Zr,Sc)$ округлой формы на фоне алюминидов $(Al, Zn)_4Ca$ эвтектического происхождения и алюминиевой матрицы (рис. 4.2а, б). В таком случае деформационная обработка сплава, особенно в случае холодной прокатки, может быть существенно затруднена.

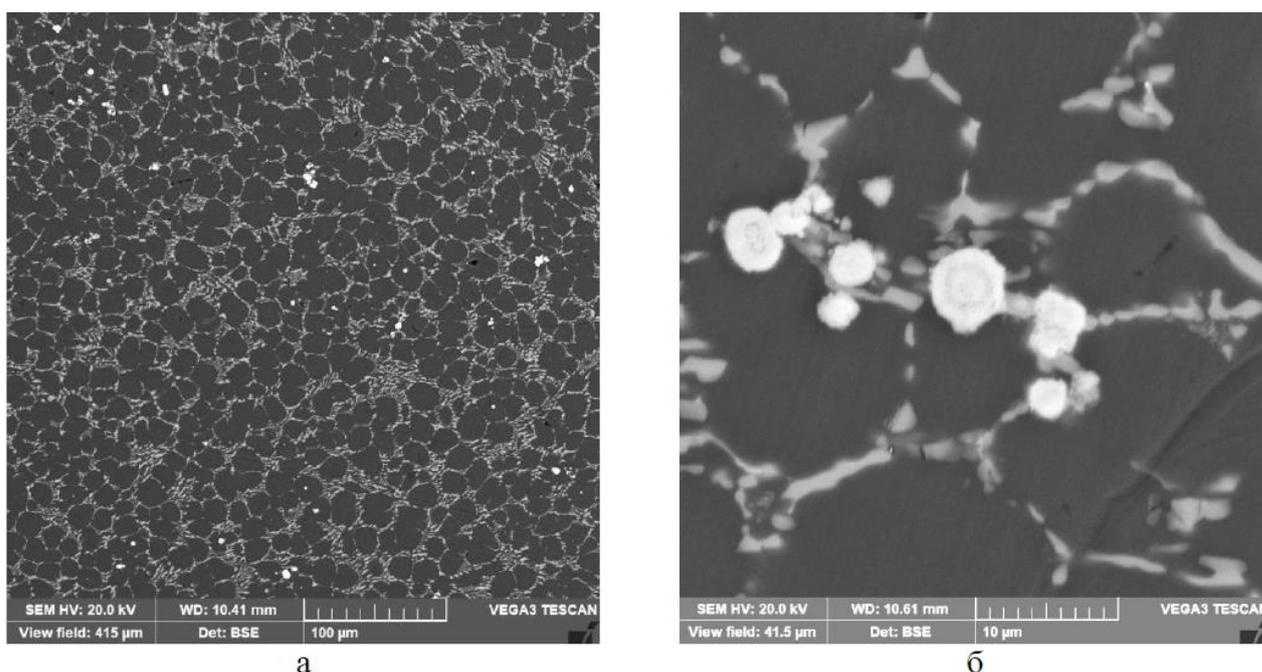


Рисунок 4.2 – Микроструктура сплава №5 в литом состоянии: а – общий вид, б – первичные кристаллы фазы $Al_3(Zr,Sc)$

Микроструктура сплавов 1-4 имеет вид, схожий со структурой доэвтектических силуминов типа АК7ч (7%Si) [118]. На примере сплава №3, который имеет усредненный оптимальный состав, на рисунке 4.3а представлена микроструктура слитка в литом состоянии. Видно, что интерметаллиды фазы $(Al, Zn)_4Ca$ образуют эвтектику (рис. 4.3б), которая в результате кристаллизации имеет вид конгломератов компактных частиц, расположенных по границам дендритных ячеек (Al). Следов цинк- и магнийсодержащей фазы неравновесного происхождения не обнаружено, также как и следов первичных кристаллов фазы с цирконием и скандием,

что позволяет судить о растворении магния, циркония и скандия в твердом растворе в результате кристаллизации. Это было подтверждено методом МРСА в точке твердого раствора (Al), согласно результатам которого в нем находится 2,9%Zn, 2,5%Mg, 0,28%Zr и 0,12%Sc, что практически соответствует составу экспериментального сплава. Оставшееся количество цинка растворено в фазе $(Al, Zn)_4Ca$, что было подтверждено соответствующими картами распределения кальция (рис. 4.3в) и цинка (рис. 4.3г).

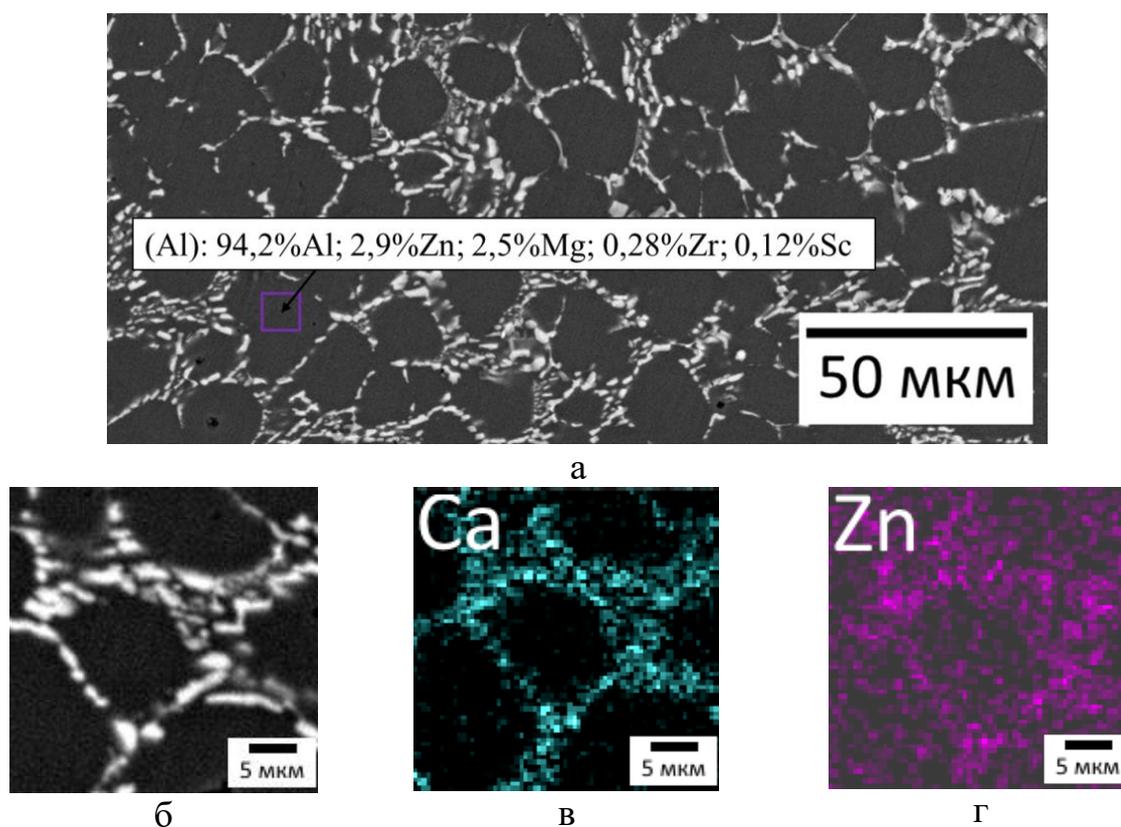


Рисунок 4.3 – Микроструктура экспериментального сплава в литом состоянии: а – общий вид структуры, б – морфологические особенности эвтектики, в – МРСА спектр кальция, г – МРСА спектр цинка

ГЛАВА 5. ТЕХНОЛОГИЧНОСТЬ СПЛАВА ПРИ ПРОКАТКЕ И ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЛИСТА

В данной работе под технологичностью при прокатке подразумевается возможность получения деформированного полуфабриката при заданных условиях и степенях обжатия без его разрушения. При этом, важной характеристикой также являются уровень механических свойств и качество структуры (наличие дефектов, конгломератов частиц). Следует принять во внимание, что предварительный нагрев слитка по режиму 450 °С направлен на снятие литейных напряжений и устранение дендритной ликвации. Таким образом, в процессе горячей прокатки на технологическую пластичность влияют прежде всего нерастворимые Са-содержащие интерметаллиды.

Предполагается, что такая структура, в которой эвтектические интерметаллиды имеют компактную морфологию с размером менее 20 мкм и объемной долей 6-8 % не препятствует успешной горячей прокатке с высокой степенью обжатия. При этом опыт деформационной обработки новых сплавов показывает, что горячую прокатку целесообразно проводить при температуре 400-450 °С, так как при более высокой температуре наблюдается интенсивное огрубление упрочняющих наночастиц частиц $L1_2$, а при более низких температурах возможно разрушение крупногабаритных слитков из-за их недостаточной технологичности.

В результате горячей прокатки плоского и цилиндрического слитков экспериментальных сплавов были получены листы и проволока, типичный вид которых представлен на рисунках 5.1а и 5.1б.



а



б

Рисунок 5.1 – Общий вид деформированных полуфабрикатов: а – плоский лист толщиной 2 мм, б – катанка с квадратным сечением 2х2 мм

Характерные дефекты, такие как выпуклости, трещины отсутствовали на всех видах полуфабрикатов. Незначительные дефекты на кромках, а также неровности поверхности листа и проволоки были удалены механическим способом. Продольная прокатка способствует интенсивному дроблению интерметаллидных частиц, в результате чего конечная структура горячекатаного листа выглядит подобной естественному композиту. Механизм армирования в таком материале может заключаться в равномерном распределении нагрузки по материалу в результате ее восприятия не только алюминиевой матрицей, но и компактными изолированными частицами [119]. Согласно рис. 5.2а, в структуре наблюдаются равномерно распределенные включения, которые имеют округлый вид. В качестве количественного анализа микроструктуры были получены данные по количеству частиц,

наибольшему линейному размеру каждой частицы (d) и коэффициенту округлости (K). Значение K равное 1 свидетельствует об идеальной округлости частицы и рассчитывается по формуле (1) [120]:

$$\frac{4\pi \cdot S}{\sqrt{P}} \quad (1)$$

где S – площадь частицы, $\mu\text{м}^2$; P – периметр частицы, $\mu\text{м}$.

По данным количественного анализа, объемная доля частиц составляет 7,6%, среди которых более 35% имеют размер менее 1 $\mu\text{м}$, и отсутствуют частицы более 8 $\mu\text{м}$ (рис. 5.2б). При этом порядка 50% частиц имеют идеально округлую форму (рис. 5.2в).

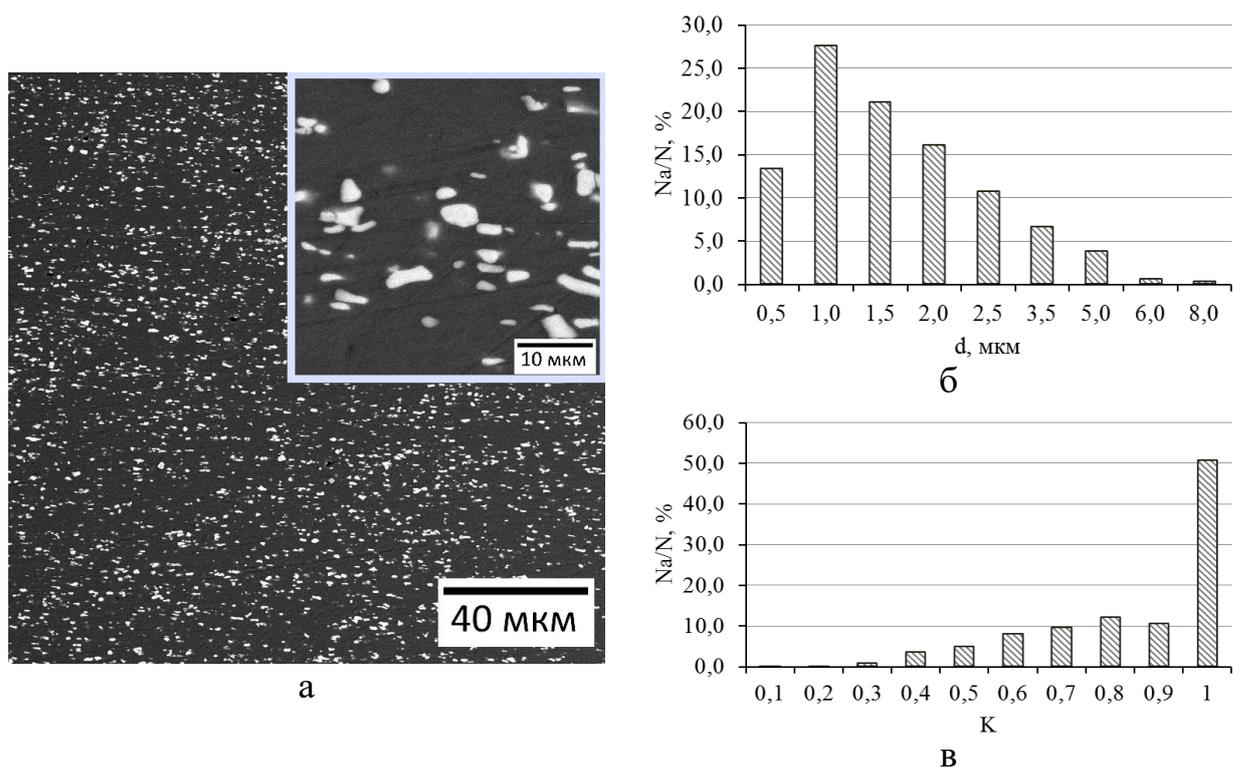


Рисунок 5.2 – Микроструктура горячекатаного листа из экспериментального сплава (зона основного металла): а – общий вид структуры, СЭМ; б – распределение частиц по линейному размеру (d); в – распределение частиц по коэффициенту округлости

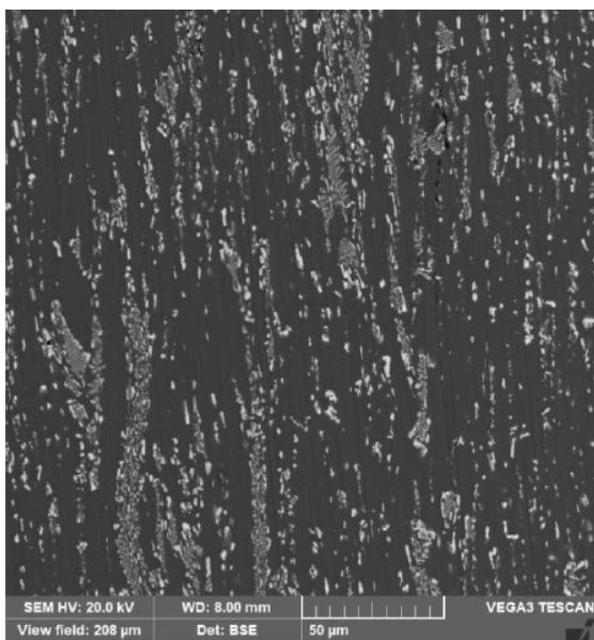
Для листового проката из каждого сплава был проведен подробный анализ структуры с обчетом объемной доли интерметаллидов,

их среднего линейного размера, а также выявлен состав алюминиевой матрицы способом МРСА (табл. 5.1).

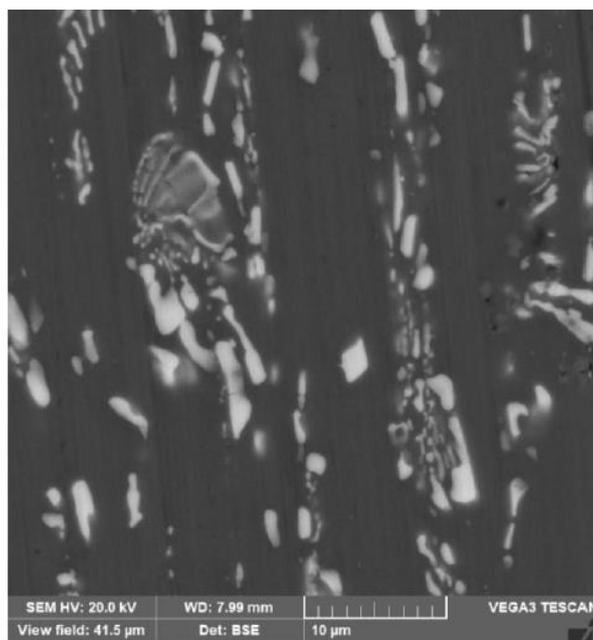
Таблица 5.1 – Параметры структуры экспериментальных сплавов

Сплав	Содержание элементов в алюминиевой матрице, масс %				Параметры кальций-содержащих частиц	
	Zn	Mg	Zr	Sc	d, мкм	Q, об.%
1	3,1	2,2	0,15	0,09	2	4,0
2	2,9	2,1	0,22	0,12	3	6,5
3	2,6	2,5	0,20	0,09	3,5	7,8
4	2,4	2,3	0,23	0,10	4	8,9
5	2,0	2,4	0,29	0,15	8	14,5

Из таблицы 5.1 видно, что сплавы составов 2-4 обеспечивают состав алюминиевой матрицы, содержащей не менее 2,4% цинка, не менее 2,1 % магния, не менее 0,2% циркония, не менее 0,09% скандия, и наличие кальцийсодержащих частиц со средним размером не более 4 мкм и объемной долей не менее 6,5 %. Предварительно можно полагать, что эти композиции, состав которых примерно соответствует составу оптимизированного сплава Al-4%Zn-2,5%Mg-2,5%Ca-0,5%Fe-0,2%Zr-0,1%Sc, позволит получить высокую технологичность при деформационной обработке и последующей сварке, а также высокие механические свойства в деформированных полуфабрикатах и сварных соединениях. В сплаве 1 низкая доля кальций-содержащих частиц не позволит достичь требуемых механических свойств и технологичности при сварке. В сплаве 5 слишком высокая объемная доля кальций-содержащих частиц приводит к формированию конгломератов остаточных скелетообразных фаз (рис. 5.3), что приведет к снижению механических свойств (особенно пластичности).



а



б

Рисунок 5.3 – Микроструктура горячекатаного листа из сплава 5: а – общий вид, б – конгломераты интерметаллидов фазы $(Al, Zn)_4Ca$

Механические свойства образцов горячекатаных листов после отжига при температуре 350 °С представлены в таблице 5.2.

Таблица 5.2 – Механические свойства листов из экспериментальных сплавов

Сплав	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1	305	230	9,5
2	315	253	6,0
3	329	275	5,4
4	330	270	5,8
5	330	275	2,9

Из таблицы 5.2 видно, что только сплавы 2-4 обеспечивают наилучшее сочетание механических свойств (σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ). В сплаве 1 несколько меньше предел текучести при повышенной пластичности, что связано с более малым количеством дисперсных эвтектических частиц. Сплав 5 имеет относительно низкое значение удлинения, что связано с большим содержанием эвтектических частиц интерметаллидной фазы $(Al, Zn)_4Ca$.

По итогам анализа качества полученных деформированных полуфабрикатов выявлено, что все сплавы успешно подвергаются горячей

продольной прокатке до получения листов толщиной 2 мм и катанки с квадратным сечением 2x2 мм.

Эвтектические кальций-содержащие интерметаллиды не препятствуют деформационной обработке. В результате дробления они приобретают сфероидную форму и равномерно распределяются по структуре. Среди пяти экспериментальных сплавов сплавы 2-4 в виде горячекатаных листов имеют в структуре объемную долю интерметаллидов в пределах 6,5-9 % и их средний размер составляет 3-4 мкм. Данные параметры обеспечивают удовлетворительное сочетание механических свойств и технологичности.

По итогам проведенных работ выбран сплав среднего (оптимизированного) состава Al-2,5%Ca-4%Zn-2,5%Mg-0,5%Fe-0,2%Zr-0,1%Sc, представляющийся наиболее перспективным с точки зрения сочетания технологических и механических свойств. Дальнейшие работы по получению требуемых деформированных полуфабрикатов, в том числе с использованием промышленного оборудования, проводились именно для данной композиции. В частности, получен листовой прокат при различных режимах термомеханической обработки. Исходный плоский слиток толщиной 40 мм подвергался горячей прокатке при 400 °С по аналогичной схеме, описанной выше для температуры 450 °С. Температура предварительного нагрева слитка также составляла 400 °С. В результате прокатки получены листы толщиной 2 мм.

По результатам эксперимента был успешно получен листовой прокат, не содержащий макродефектов, таких как выпуклости или трещины, что было обусловлено как технологическим режимом прокатки, так и отсутствием в структуре слитка концентраторов напряжений, в частности грубых иглообразных включений. Микроструктура полученных листов в целом соответствует описанной выше для образцов, полученных при температуре прокатки 450 °С (рис. 5.2а). Деформированная структура наследует литую по количеству интерметаллидов, но их форма меняется:

исходные эвтектические скелеты в литой структуре (рис. 4.3) разбиваются на отдельные изолированные частицы, которые располагаются строчечно в направлении прокатки (рис. 5.4а). Исходные эвтектические колонии в литой структуре разбиваются на отдельные равномерно распределенные изолированные частицы фазы $(Al,Zn)_4Ca$, которые располагаются в направлении прокатки. Средний размер частиц в результате дополнительного измельчения в процессе деформации составляет порядка 1,0-3,0 мкм. Встречаются также конгломераты частиц с максимальным линейным размером 40 мкм в направлении прокатки. В целом в структуре 2 мм листов не выявлены дефекты, а сама структура отличается достаточно равномерным распределением включений, что должно положительно сказаться на свойствах. За счет более высокой степени обжатия полученные 1 мм листы характеризуются более проработанной структурой (рис. 5.4, б), интерметаллидная фаза здесь еще более дисперсна и равномерно распределена в матрице.

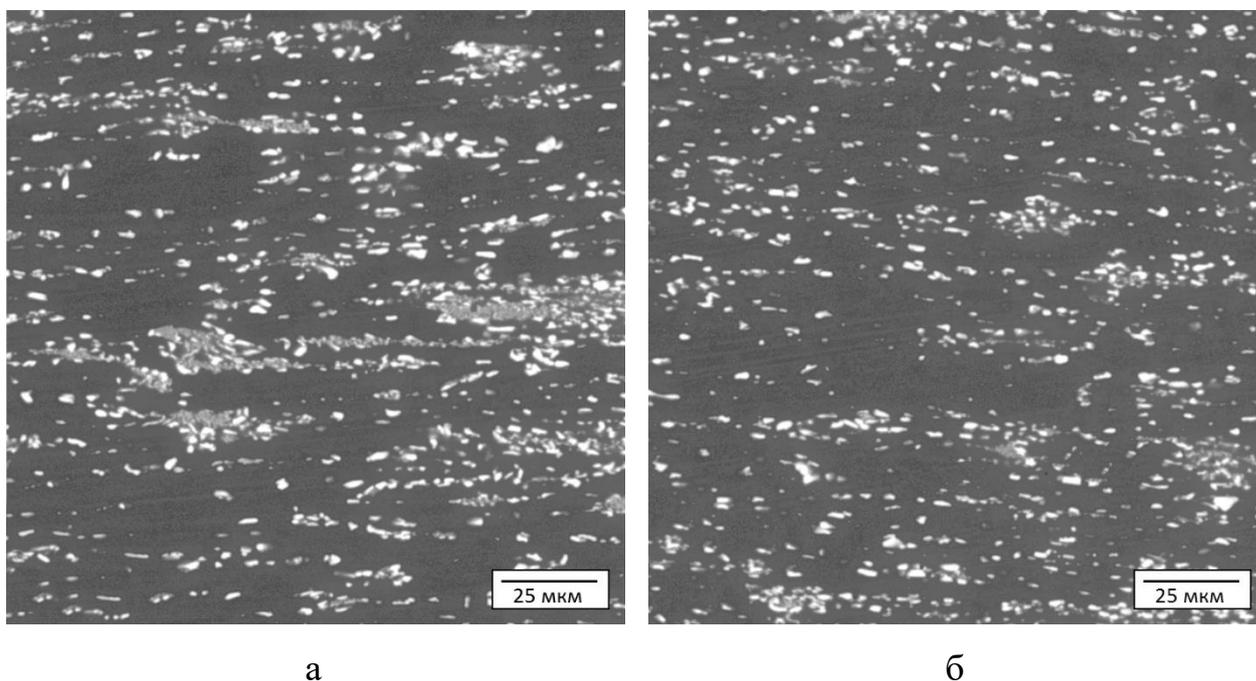


Рисунок 5.4 – Структура листа экспериментального сплава толщиной 2 мм (а) и 1 мм (б) после ГП

Полученный листовой прокат подвергали механическим испытаниям на одноосное растяжение в исходном горячедеформированном состоянии, а также для двух случаев отжига после деформации: 1) отжиг при 400 °С – 1 ч. и 2) отжиг при 350 °С – 2 ч. Полученные механические свойства представлены в табл. 5.3.

Согласно результатам механических испытаний, представленным в таблице 5.3, в горячедеформированном состоянии (в случае 2 и 1 мм) сплав обладает относительно невысокой пластичностью и повышенной прочностью, что является следствием нагартовки металла. Последующий отжиг листов способствует частичному снятию наклепа, что приводит к снижению прочности (в первую очередь предела текучести) и повышению пластичности.

В частности, после отжига листов 2 мм по режиму 400 °С – 1 ч. предел текучести снижается на ~ 20 %, при этом преимущество в относительном удлинении составляет более 2 раз. Сочетание механических свойств оказалось даже лучше при более низкотемпературном отжиге при 350 °С – 2 ч. Как можно видеть, в этом случае снижение предела текучести составляет всего 16 %, при этом преимущество в удлинении составляет до 3 раз. Полученный результат требует более тщательных исследований, и может быть объяснен перераспределением компонент текстур прокатки и рекристаллизации, а также предпочтительным выделением вторичных кристаллов стабильной фазы $Al_3(Zr, Sc)$ по границам зерен после высокотемпературного отжига (400 °С), что было подтверждено ПЭМ (рисунок 5.6). Помимо прочего, вклад, вероятно, вносит твердорастворное упрочнение, так как Zn и Mg в процессе нагрева растворяются в (Al), а их относительно малое количество позволяет реализовать эффект самозакалывания на воздухе, аналогично эффекту, происходящему в сплавах типа 1915.

Как можно видеть из таблицы 5.3, дополнительная горячая прокатка 2 мм листов приводит к достижению повышенной прочности при

относительно невысокой пластичности (предел текучести 1 мм листов увеличивается на 11 %, а пластичность снижается практически вдвое по сравнению с листами 2 мм). Отжиг 1 мм листов позволяет получить более сбалансированный уровень механических свойств: предел прочности не менее 320 МПа, предел текучести не менее 260 МПа и относительное удлинение не менее 5 %.

Таблица 5.3 – Механические свойства листов экспериментального сплава после различных термомеханических обработок

Толщина листа, состояние	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
2 мм, ГП	355	320	2,5
2 мм, ГП + отжиг 400 °С - 1 ч.	310	250	5,8
2 мм, ГП + отжиг 350 °С - 2 ч.	330	270	6,9
1 мм, ГП	365	355	1,3
1 мм, ГП + отжиг 400 °С - 1 ч.	325	265	5,2
1 мм, ГП + отжиг 350 °С - 2 ч.	330	275	4,5

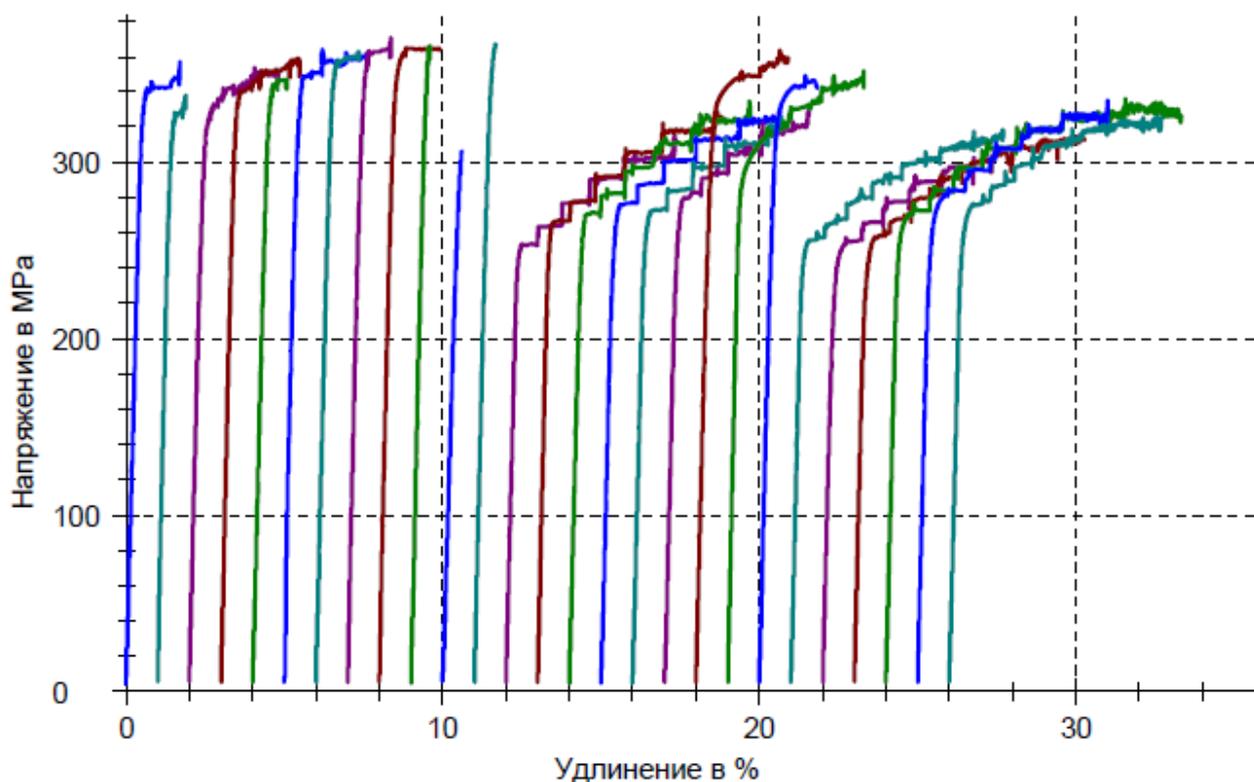


Рисунок 5.5 – Диаграмма напряжение – удлинение 2 мм листов из экспериментального сплава Al-2,5%Ca-4%Zn-2,5%Mg-0,5%Fe-0,2%Zr-0,1%Sc после различных термомеханических обработок

Следует отметить, что помимо деформационного упрочнения, вклад в механические свойства вносят дисперсоиды фазы с цирконием и скандием, которые формируются при нагреве перед прокаткой и достаточно стабильны при последующем маршруте ТМО. Анализ тонкой структуры сплава с использованием просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) показал, что размер наночастиц фазы $Al_3(Zr,Sc)$ структурного типа $L1_2$, формирование которых происходит в процессе высокотемпературного нагрева и последующей деформационной обработки не превышает в сечении 20 нм (рисунок 5.6). Сами частицы на фотографиях ПЭМ обладают характерным для когерентных частиц контрастом типа «кофейных зерен».

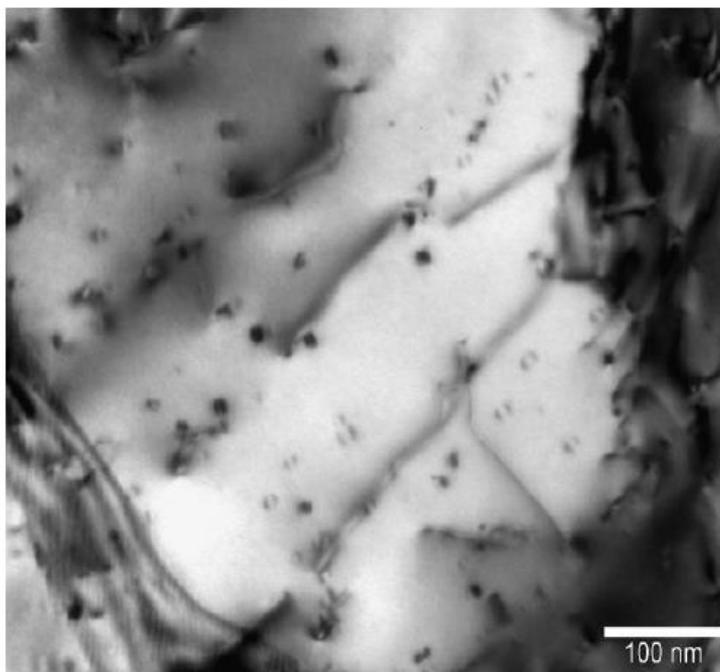


Рисунок 5.6 – Тонкая структура сплава Al-2,5%Ca-4%Zn-2,5%Mg-0,5%Fe-0,2%Zr-0,1%Sc после прокатки при 400 °С. ПЭМ

ГЛАВА 6. ТЕХНОЛОГИЧНОСТЬ СПЛАВА ПРИ АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКЕ И ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ

Основными дефектами сварных швов являются непровары, горячие и холодные трещины, оксидные включения, пористость. Под технологичностью сплава понимается возможность применения аргонодуговой сварки. При этом визуальным анализом, механическими испытаниями, методами фрактографии и рентгеновской томографии оценивается качество сварных швов. Понятие «технологичности сплава при сварке» тесно связано с понятием «свариваемости сплава». Известны пробы для оценки свариваемости типа «рыбий скелет» и валиковой пробы МВТУ им. Баумана [5]. Однако данная глава посвящена качественной, а не количественной оценке параметра технологичности.

Наиболее экономичным и распространенным способом сварки алюминиевых сплавов считается ручная аргонодуговая сварка [5]. Такой способ позволяет оперативно проводить ремонт изделий, визуально наблюдать ванну расплава и непосредственно контролировать процесс сварки. Ручная аргонодуговая сварка с неплавящимся вольфрамовым электродом (TIG-сварка) будет рассмотрена в данной главе применительно к разработанному алюминиевому сплаву.

В настоящее время можно утверждать, что накопленный мировой опыт аргонодуговой сварки алюминиевых сплавов позволяет получать относительно качественные соединения из композиций любых систем легирования. Безмедистые сплавы системы Al-Zn-Mg, в которых суммарное содержание Zn+Mg не превышает 6 мас.% общепризнанно являются свариваемыми (сплавы типа 1915, В92, В92ц, 7005 и др.) [5, 51, 52, 121]. Особенностью сплавов такого типа является высокая склонность к образованию пересыщенного твердого раствора в сварном шве. Последующее естественное или искусственное старение приводит к дисперсионному упрочнению. Коэффициент прочности сварных

соединений (отношение показателя временного сопротивления сварного соединения к показателю свариваемого полуфабриката основного металла) таких сплавов может составлять порядка 80 % [51, 121]. Их существенным недостатком является эффект длительной эксплуатации или вылеживания в условиях нагрева (до 100 °С), что приводит к образованию зернограницных выделений. Наличие таких выделений вызывает склонность к расслаивающей коррозии (РК) и коррозионному растрескиванию (КР) [51, 79, 80, 122].

Следует отметить, что аргодуговая сварка не всегда позволяет получать качественное соединение сплавов системы Al-Zn-Mg [5], поэтому сплавы совместно легируются скандием и цирконием, которые являются эффективными модификаторами зерна [63-71]. Более того, в результате кристаллизации эти элементы должны входить в твердый раствор (Al) и выделяться в виде упрочняющих когерентных наночастиц алюминидов $Al_3(Zr, Sc)$ со структурой типа L12. Несмотря на достаточную эффективность такого приема при повышении прочностных свойств, добавки Zr и Sc не способствуют снижению склонности к РК и КР.

По данным [118, 123] для повышения трещиностойкости при сварке и снижения склонности к образованию зернограницных выделений, в сплавах системы Al-Zn-Mg эффективны добавки эвтектикообразующих элементов. Такой принцип был заложен при конструировании высокопрочных никалинов. Частицы фазы Al_3Ni способствуют распаду твердого раствора (Al) с формированием продуктов распада внутри зерен, нежели на их границах и, соответственно, распад происходит более равномерно.

Аналогичного эффекта удастся добиться в сплавах системы Al-Zn-Mg-Ca [86, 87]. В данном случае легирование кальцием выглядит более предпочтительным, чем никелем.

Кальций имеет более низкую плотность, аналогично образует эвтектику с алюминием $[(Al)+Al_4Ca]$, объемная доля которой выше, чем

у никелинов (например, в сплавах эвтектического состава) [90]. Помимо прочего кальций эффективен при повышении стойкости к питтинговой коррозии [96]. Для снижения склонности к зернограницным выделениям, а также для дополнительно повышения литейных свойств, в настоящей работе предпринята попытка совместить кальций-содержащую эвтектику и алюминиевую матрицу, соответствующую сплавам типа 1915. Следует заметить, что согласно результатам работ [86, 87], фаза Al_4Ca обладает широкой областью гомогенности по растворимости цинка. В этой связи, возможно формирование структуры сплава, в котором твердый раствор (Al) содержит недостаточное количество цинка для дисперсионного упрочнения при старении. Решением этой проблемы может являться повышение на соответствующее количество концентрации цинка в сплаве или введение дополнительных упрочняющих элементов, таких как, например, цирконий и скандий. Второй вариант обладает рядом преимуществ, так как формирование в процессе отжига при 300-400 °C упрочняющих наночастиц фазы Al (Zr, Sc) структурного типа $L1_2$ позволяет существенно повысить рабочие температуры получаемого материала [124], а модифицирующий эффект циркония и скандия позволяет дополнительно снизить склонность сплавов к горячеломкости в процессе кристаллизации. Однако следует учитывать, что эффективность скандия резко снижается в случае его применения в сплавах с кремнием в связи с образованием фазы $AlSi_2Sc_2$ [125]. Поэтому использование в качестве сварочной проволоки из сплавов на базе Al-Si недопустимо. В качестве присадки в настоящей работе будет использоваться катанка из основного сплава и стандартная сварочная проволока из сплава СВАМг5.

6.1 Опробование на проплав цельнолистового металла

Сплавы №1-5 (табл. 2.1) с различным содержанием кальция были выбраны в качестве опытных материалов для анализа свариваемости новых сплавов на основе Al-Mg-Ca-Fe-Zr-Sc. Процессу сварки в настоящей

работе предшествовало опытное опробование разных значений силы тока дуги. Согласно справочным данным оптимальным режимом сварки листа толщиной 2 мм без присадки является 70-85 А, а с присадкой - 90-110 А, при аналогичном расходе аргона 7-8 л/мин [5].

Первоначально была опробована автоматическая аргодуговая сварка сплава 3 на проплав без присадочной проволоки с варьированием тока дуги в диапазоне 80–100 А при скорости сварки 12 м/ч. С лицевой стороны шов защищался потоком аргона из сопла горелки (расход 6 л/мин). Шов формировался на весу без дополнительной защиты аргоном со стороны проплава. Для данной толщины при сварке без присадки оптимальной является сила тока дуги в диапазоне 80–85А. Наблюдается формирование стабильного проплава (рис. 6.1а). С лицевой стороны наблюдается образование оксида цинка в зоне дуги, который затем конденсируется по обе стороны от шва (рис. 6.1б).



а



б

Рисунок 6.1 - Внешний вид шва с корневой (а) и лицевой (б) стороны шва литейного композита при аргодуговой сварке без присадки

Проведенное опробование не выявило образование трещин как вдоль, так и поперек шва. Серьезной пористости также не обнаружено, хотя наблюдается "вспухание" металла в зоне термического влияния (рис. 6.2).

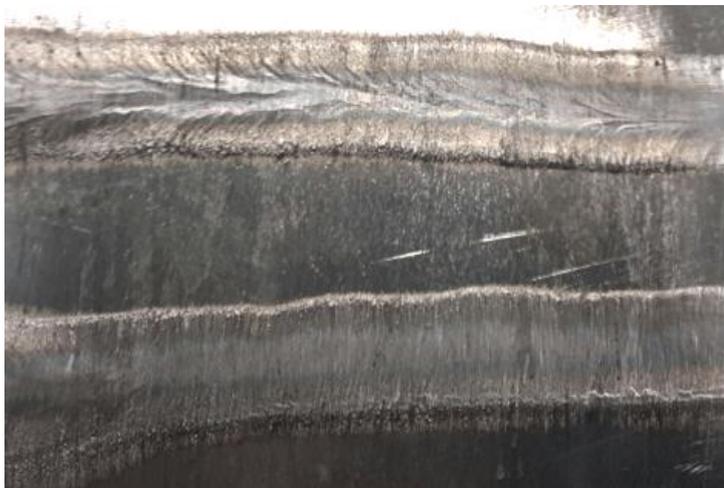


Рисунок 6.2 – «Вспучивание» металла в зоне термического влияния

6.2 Внешний вид и микроструктура сварных соединений

Отсутствие трещин в сварном соединении, полученном без использования присадки, указывает на возможность получения качественного сварного соединения с использованием присадки. Для сварки с присадочной проволокой ток дуги выбрали в пределах 100-105 А. Для всех экспериментальных образцов проводилась сварка с использованием проволоки из основного металла. Общий вид сварных соединений из экспериментальных сплавов, полученных с использованием присадочной проволоки, представлен на рис. 6.3. Для сплава 3 дополнительно проводилась сварка с использованием проволоки сплава СВАМг5.



Лицевая сторона



Оборотная сторона

AlCa-1



Лицевая сторона



Оборотная сторона

AlCa-2



Лицевая сторона



Оборотная сторона

AlMg

Рисунок 6.3 – Общий вид сварных соединений из экспериментальных сплавов

В качестве способа подготовки поверхностей под сварку можно рекомендовать химическое травление в щелочи с последующим осветлением в 30%-ном растворе азотной кислоты (стандартная обработка для алюминиевых сплавов). Перед сваркой следует провести шабрение торцевой поверхности кромок, а также лицевой и обратной поверхности пластин на расстоянии 15 мм от стыка. В виду отсутствия экспериментальных данных по взаимодействию кальций-содержащих алюминиевых сплавов с вышеуказанным химическим реактивом, в настоящей работе проводили зачистку поверхности пластин и торцевой поверхности кромок металлической щеткой из нержавеющей проволоки диаметром 0,5–0,8 мм при диаметре щетки не менее 100 мм электрическим инструментом. Аргонодуговая сварка с использованием присадочной проволоки предполагает расплавление металла присадки и его формирование в виде консолидированного шва, структура которого, должна соответствовать литому состоянию. В то же время наличие электрической дуги и формирование ванны металла вблизи свариваемых поверхностей способствует относительно кратковременному нагреву околошовных областей, которые называются зоной термического влияния (ЗТВ).

По результатам анализа соединений было выявлено, что образцы из сплавов 1 и 5 содержали трещины и поры (рис. 6.4 а, б). Образцы из сплавов 2-4 (рис. 6.4 в), а также образец из сплава 3, полученный с использованием присадки СвАМг5 (рис. 6.4 г), имели схожее качество шва и его макроструктуры. На поверхности этих образцов наблюдается пористость, вероятно газо-усадочного происхождения. Видимая зона термического влияния выражается во вспученной поверхности и цветах побежалости. В то же время макрофотографии поперечного сечения (рис. 6.4 д, е) свидетельствуют об отсутствии проникновения вышеуказанных дефектов во внутреннюю структуру сварного шва. Изучение структуры соединений сплавов 1 и 5 было затруднительным из-за большого

количества междендритных пор и трещин. Более того, в соединении сплава 5 подтвердилось наличие интерметаллидов фазы $Al_3(Zr, Sc)$ не только с округлой морфологией, но и игольчатого вида (рис. 6.6). Образцы сплавов 2-4 и сплава 3, полученного с присадкой сплава СВАМг5, показали удовлетворительное качество внутренней структуры соединений, что выражается в практически полном отсутствии дефектов (несплошностей, пор, трещин, непролагов и др.) в микромасштабе.

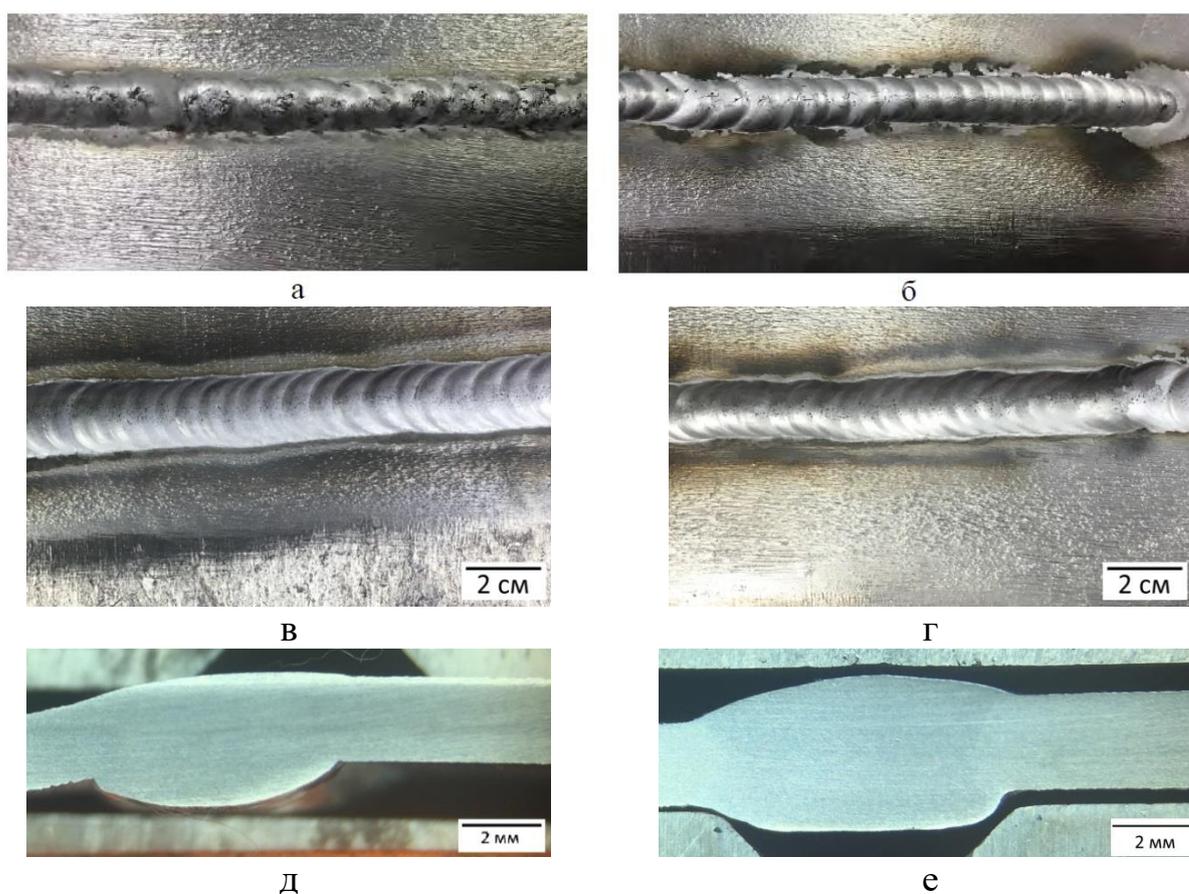


Рисунок 6.4 – Общий вид сварного соединения листов экспериментального сплава 1 (а), 5 (б), 3: поверхности шва AlMg (в) и AlCa (г); поперечное сечение шва AlMg (д) и AlCa (е)

На рисунке 6.5 представлена фотография вырезки образцов для анализа структуры.



Рисунок 6.5 – Фотография вырезки образцов для анализа структуры

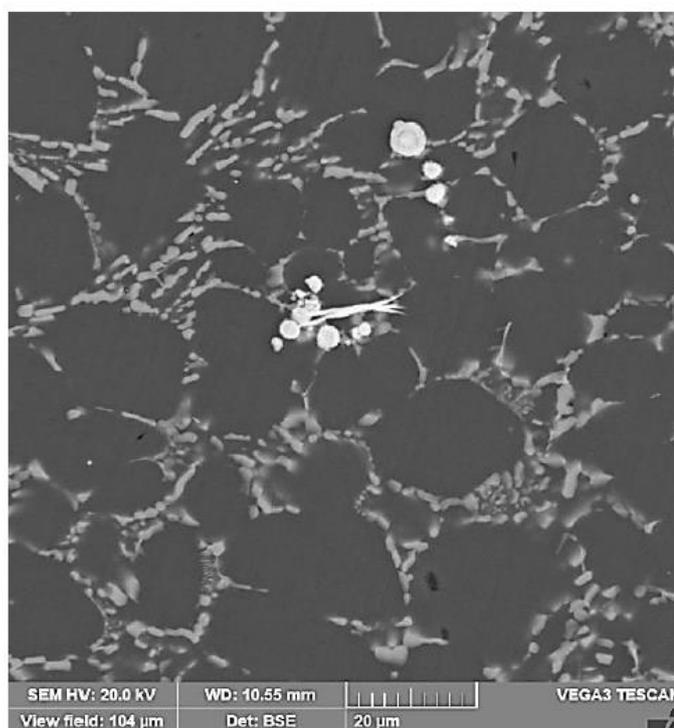
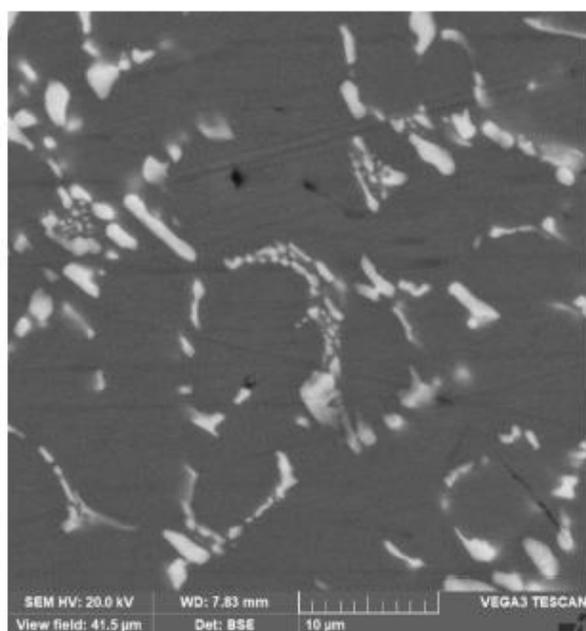


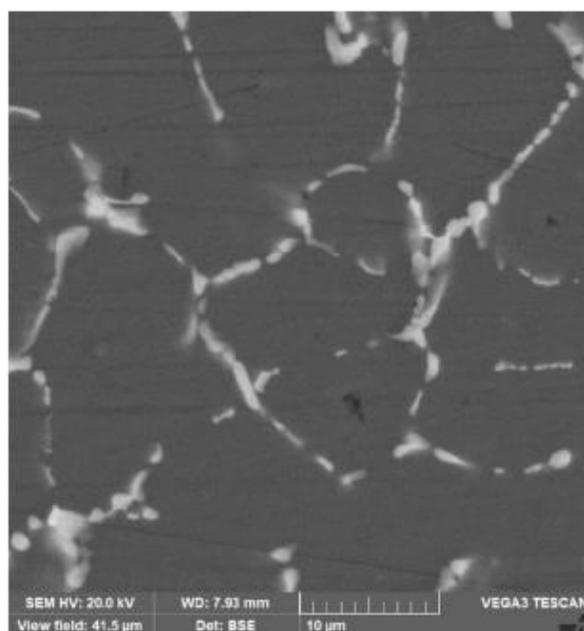
Рисунок 6.6 - Микроструктура в середине сварного шва сплава 5

Из рис. 6.7 видно значительное сходство в структуре сварного шва образцов сплавов 2-4 (рис. 6.7 а, б, в) и их различие со структурой образца сплава 3, полученного с присадкой сплава СвАМг5 (рис. 6.7 г). Последняя в основном содержит магнийсодержащую фазу (вероятно, Al_3Mg_2), которая имеет вид неравномерных прожилок на фоне твердого раствора (Al). Структуры образцов сплавов 2-4 аналогичны литой структуре, представленной на рис. 4.3. Следует отметить, что в

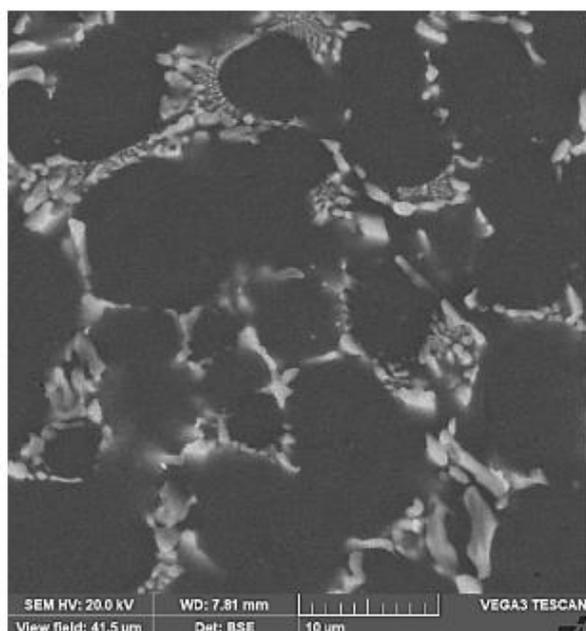
структурах отсутствуют фазы с грубой морфологией, что, вероятно, является следствием относительно высокой скорости охлаждения при формировании шва.



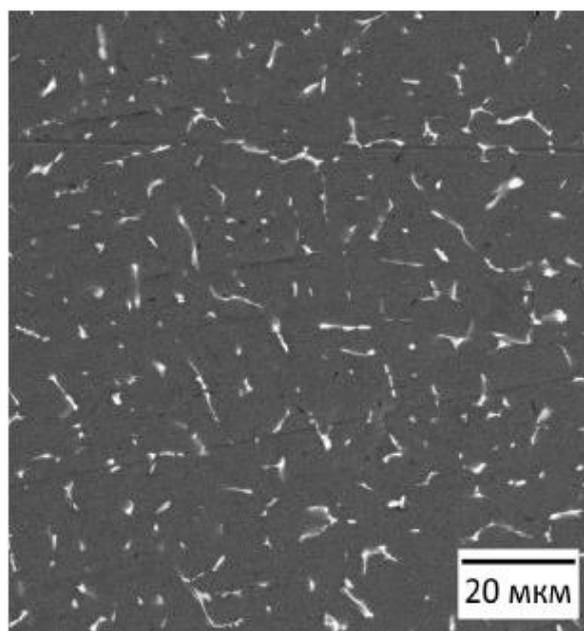
а



б



в



г

Рисунок 6.7 – Микроструктуры в сварном шве: а – сплав 2, б – сплав 3, в – сплав 4, г – сплав 3, полученный с присадкой сплава СВАМг5

Микроструктуры в зоне термического влияния свидетельствуют о прохождении взаимодействия между металлом проволоки и основного

сплава (рис. 6.8). С одной стороны они отличаются от литой структуры вытянутостью, что характерно для деформированного полуфабриката. С другой стороны морфологические особенности интерметаллидов схожи с частицами $(Al, Zn)_4Ca$ кристаллизационного происхождения, что в том числе согласуется с опубликованными данными [123] по сварке алюминиевого сплава системы Al-Zn-Mg проволокой из сплава системы Al-Si, где аналогично зона сплавления обогащена эвтектикой $[(Al)+(Si)]$.

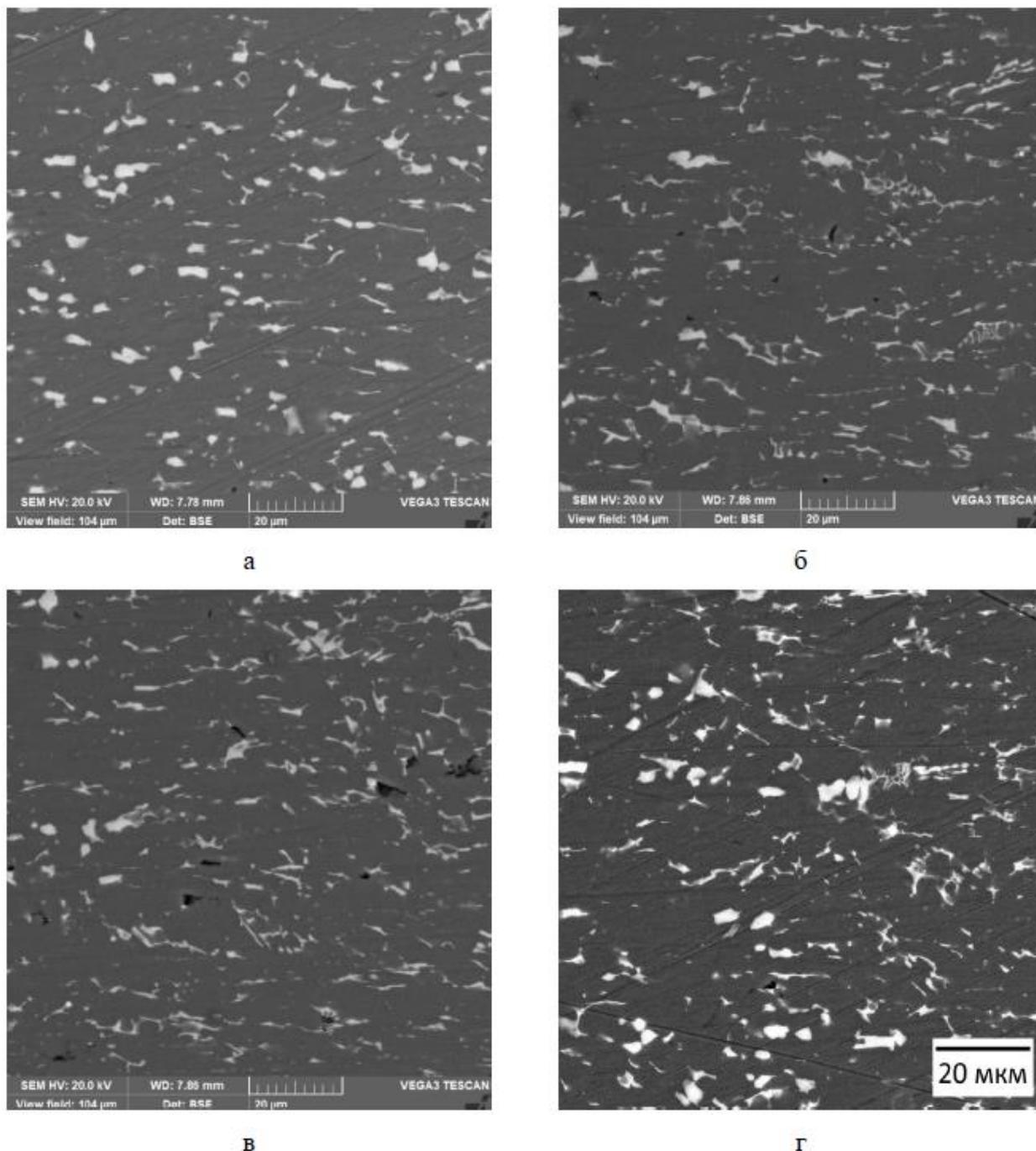


Рисунок 6.8 – Микроструктуры в зоне термического влияния: а – сплав 2, б – сплав 3, в – сплав 4, г – сплав 3, полученный с присадкой сплава СВАМг5

6.3 Механические свойства сварных соединений

Показатели твердости по сечению образцов сплавов 2-4 примерно аналогичны. На примере образца сплава 3 показано, что характер изменения механических свойств в результате отжига сильно зависит от типа присадки (рис. 6.10). Измерение проводили по длине поперечно-вырезанных плоскопараллельных образцов с шагом 1 мм. На рисунке 6.9 показаны отпечатки индентора после измерения твердости вдоль образца. По результатам можно примерно оценить ширину зоны термического влияния, которая составляет приблизительно 6 мм для обоих образцов. Видно, что наименьшие значения твердости приходятся на середину образцов, в частности в исходном состоянии (после сварки) показатели в данной позиции для обоих образцов составляет 80 HV. По краям сварного соединения в зоне термического влияния значения также примерно одинаковые и находятся в пределах 90-95 HV, что ниже твердости основного деформированного металла на 15-20 HV. Снижение твердости в зоне термического влияния связано с непосредственным влиянием повышенной температуры, приводящей к огрублению интерметаллидных фаз и частичному развитию процессов возврата в деформированном металле.



Рисунок 6.9 – Отпечатки индентора после измерения твердости в образце «AlCa-1»

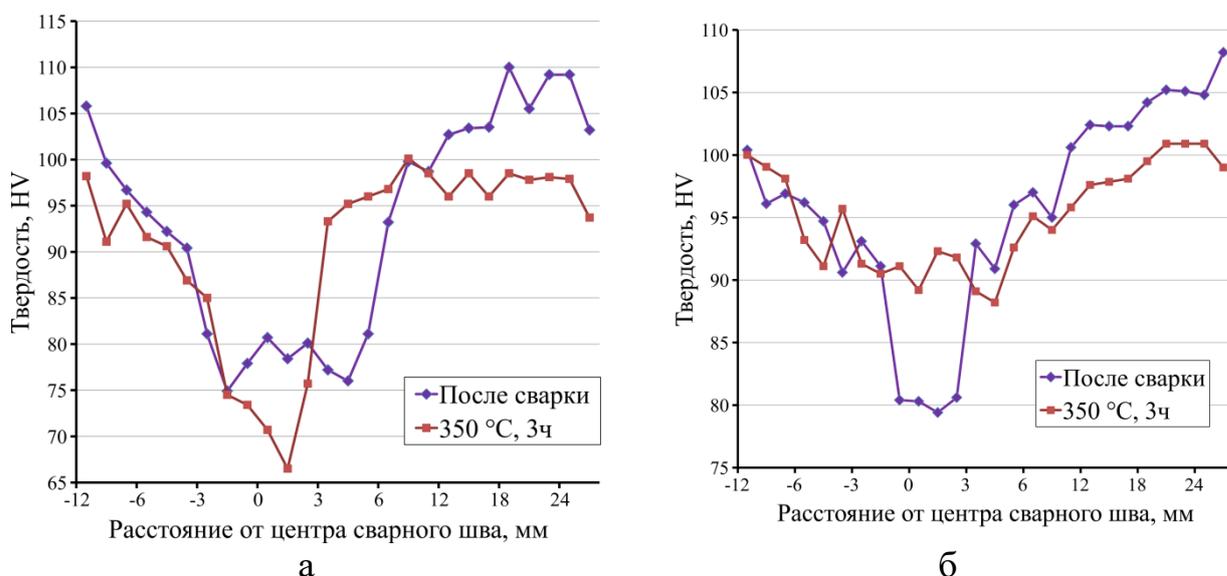


Рисунок 6.10 – Твердость образцов сварного соединения: а – образец АМг, б – образец АlСа

Последующий отжиг образцов при 350 °С приводит к повышению твердости зоны сварного соединения, полученного с использованием сварочной проволоки из основного материала (образец сплава 3). Наблюдаемое повышение прочности связано с формированием в процессе отжига упрочняющих наночастиц фазы $Al_3(Zr,Sc)$ структурного типа $L1_2$, средний размер которых, составляет порядка 20 нм. Формирование упрочняющих наночастиц приводит к относительному выравниванию показателей твердости в образце сплава 3. Именно возможность дополнительного упрочнения сварного соединения является преимущественным фактором использованием сварочной проволоки из основного материала по сравнению с марочной проволокой СвАМг5.

Результаты механических испытаний сварных соединений экспериментальных сплавов представлены в таблице 6.1.

Таблица 6.1 – Механические свойства сварных соединений экспериментальных сплавов после отжига

Сплав	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1	Трещины в сварных соединениях		
2	271	175	4,0
3	275	198	3,3
4	273	180	3,4
5	Трещины в сварных соединениях		

Из таблицы 6.1 видно, что сплавы 2-4 обеспечивают наилучшее сочетание механических свойств (временного сопротивления, предела текучести и относительного удлинения). Сварные соединения сплавов 1 и 5 содержали трещины, вследствие чего они были не пригодны для механических испытаний. Для подробного анализа влияния вида присадки на механические свойства были получены свойства в исходном состоянии (после сварки) и в отожженном состоянии образцов сплава 3, полученного с разными присадками (таблица 6.2).

Таблица 6.2 – Сравнение механических свойств сварных образцов сплава 3, полученных с разными присадочными материалами

Образец ¹	Состояние обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$[\sigma_B^{Cв} \cdot 100 / \sigma_B^{Oсн}]$, % ²
AlMg	После сварки	149±4	238±3	2,7±0,4	72,4
	Отожженное	174±5	246±7	2,3±0,2	74,8
AlCa	После сварки	169±4	247±3	3,1±0,4	75,3
	Отожженное	181±20	274±2	2,9±0,8	80,1

¹пластины по ГОСТ 6996-66, вырезанные из середины шва

² $\sigma_B^{Cв}$ – временное сопротивление сварного соединения; $\sigma_B^{Oсн}$ – временное сопротивления деформированного полуфабриката из основного металла

Коэффициент прочности, показывающий разницу между временным сопротивлением сварного соединения и основного металла, составляет 80% для отожженного образца AlCa. Коэффициенты других образцов примерно аналогичны и находятся в пределах 72-75%. Схожий коэффициент порядка 80% был представлен в работе [64], где проводилась сварка листов толщиной 2,5 мм из сплава системы Al-Zn-Mg-Zr-Sc, содержащего 5%Zn, 2%Mg, 0,1%Zr, 0,1%Sc. Однако, известно, что сплавы такого типа склонны к расслаивающей коррозии из-за образования зернограничных цепочек вторых фаз в зонах ЗТВ [80], в то время как деформированные полуфабрикаты и сварное соединение экспериментального сплава AlZnMgCaZrSc таких цепочек после отжига не содержит.

На рисунке 6.11 показана диаграмма напряжение – удлинение сварных образцов сплава 3, полученных с разными присадочными материалами

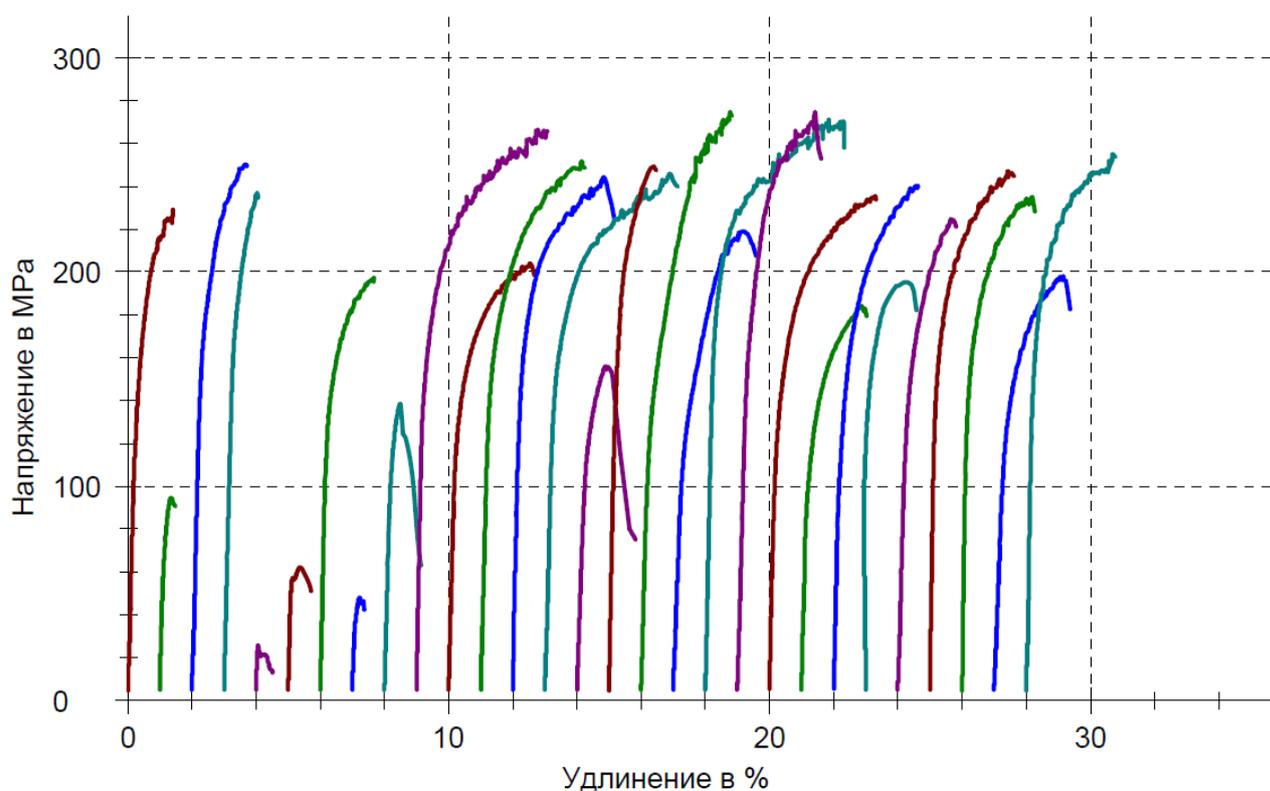


Рисунок 6.11 – Диаграмма напряжение – удлинение сварных образцов сплава 3, полученных с разными присадочными материалами

Результаты испытания на одноосное растяжение исследуемых образцов в сравнении с марочными сплавами представлены в таблице 6.3. Коэффициент прочности, показывающий разницу между временным сопротивлением сварного соединения и основного металла, составляет 80% для отожженного образца AlCa, что превышает марочный сплав 1915 на 12%. Полученный результат по коэффициенту прочности уступает магналиям типа АМг6 и 1565, однако имеется преимущество в предделе текучести – 180 МПа для отожженного образца AlCa по сравнению со 150 МПа для АМг6 и 125 МПа для 1565. Коэффициенты прочности других образцов примерно аналогичны и находятся в пределах 72-75%.

Таблица 6.3 – Механические свойства сварных соединений экспериментальных и марочных сплавов

Сплав	Присадочный материал	Состояние обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа ¹	σ_B , МПа ¹	δ , % ²	$[\frac{\sigma_B^{Cв} \cdot 100}{\sigma_B^{Осн}}]$, %
AlZnMg CaFeZrSc	СвАМг5	После сварки	150	240	2,7	72,4
		Отожженное	175	245	2,3	74,8
	AlZnMg CaFeZrSc	После сварки	169	247	3,1	75,3
		Отожженное	181	274	2,9	80,1
1915	Св1557	T1 + сварка	-	245	-	68,1
		T + сварка + искусственное старение	-	280	-	-
АМг6	СвАМг6	Отожженный ОМ после сварки	153	358	18,6	99,1
		Нагартованный ОМ после сварки	-	359	-	78,2
1565 (1565ч)	СвАМг5	Отожженный ОМ после сварки	125	330	18,8	98,4
		Нагартованный ОМ после сварки	-	392	-	87,0

стандартное отклонение:

¹не более 10 МПа; ²не более 1 %

$\sigma_B^{Cв}$ – временное сопротивление сварного соединения

$\sigma_B^{Осн}$ – временное сопротивления деформированного полуфабриката из основного металла

T – закаленное состояние

T1 – закаленное и искусственно состаренное состояние

ОМ – основной металл

Полученные результаты оценки сварных соединений позволяют заявить, что новый кальцийсодержащий сплав на основе матричной системы Al-Zn-Mg, легированный цирконием и скандием имеет высокую технологичность при аргодуговой сварке. При получении соединений возможно использование не только проволоки из сплава СвАМг5, но и проволоки основного состава, что позволяет приблизить показатели прочности соединения к показателям основного металла. Учитывая отсутствие склонности нового сплава к горячим трещинам, можно представить возможным получение из него, в том числе и фасонных отливок, и, соответственно сложных легких сварных конструкций машиностроительного назначения.

6.4 Фрактография и компьютерная томография сварных соединений

При испытаниях на одноосное растяжение все образцы разрушились в разных зонах (зоне сварного шва, зоне термического влияния, зоне сплавления) (рисунок 6.12).

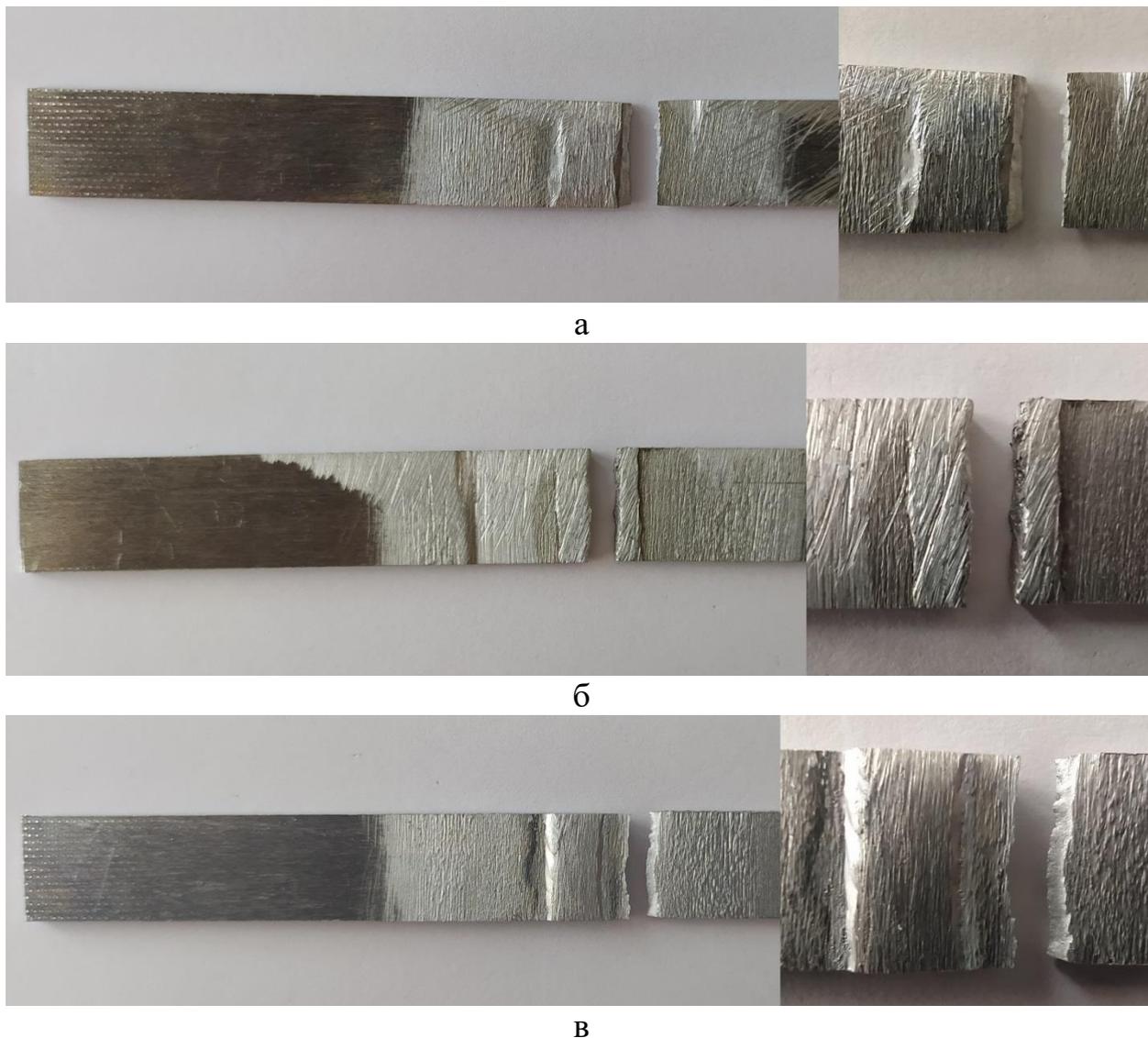


Рисунок 6.12 – Образцы сварных соединений из сплава 3 после механических испытаний: а – AlMg, б, в - AlCa

Изломы образца AlMg характеризуются сферической рассеянной пористостью (рис. 6.13а), которая образуется в период охлаждения и кристаллизации. Избыточная пористость может быть связана как с существенным перегревом сварочной ванны [126], так и с избытком содержания магния, который снижает плотность защитной пленки на поверхности сварочной ванны. Тем не менее, преобладающая площадь

излома свидетельствует о прохождении вязкого разрушения, о чем свидетельствует фрактограмма, представленная на рис. 6.13в. С другой стороны, более высокая доля хрупких интерметаллидных частиц эвтектической фазы Al_4Ca обуславливает смешанный хрупко-вязкий характер разрушения образцов типа $AlCa$ (рис. 6.13б), в изломе которых при больших увеличениях также можно выявить ямки с включениями интерметаллидной фазы на дне (показано стрелкой на рис. 6.13г). Однако отсутствие выявляемых подобно образцам типа $AlMg$ грубых дефектов газосадочного происхождения, а также высокая дисперсность интерметаллидной фазы обуславливает относительно высокую пластичность образцов типа $AlCa$.

Для более детального анализа распределения пор в образце $AlMg$ была проведена компьютерная томография сварного соединения. С помощью компьютерной томографии можно видеть, что сварной шов поражен пористостью (рисунок 6.14). Большая часть пор сосредоточена в верхнем слое шва, что говорит об их кристаллизационном происхождении. Видно, что поры закрытого типа, несквозные. При этом поры распределены равномерно в верхней части шва, что не должно сильно снижать показатели угла загиба сварного соединения, как это было бы при сосредоточении пор по краям шва. Из рисунка 6 видно, что преобладающий диаметр пор не превышает 0,2 мм. Пористость в сварном шве составляет 1,27 % объем. По источнику [5] наличие в металле шва пустот объемом до 0,25 % практически не влияет на статическую прочность. Уменьшение прочности наблюдается при пористости свыше 0,5 % объем. Так как поры имеют шаровидную форму, как концентраторы напряжений на прочность сварной конструкции они влияют меньше, чем трещины. Но повышенная пористость может снижать общую коррозионную стойкость соединения и содействовать развитию питтинговой коррозии, а также снижать усталостную прочность соединения. Такие технологические и металлургические приемы, как тщательная очистка свариваемых кромок основного металла и поверхности проволоки,

применение проволоки большего диаметра или использование импульсно-дуговой сварки, увеличение скорости движения сварочной ванны либо, наоборот, увеличение продолжительности существования сварочной ванны и др. не всегда удастся применить и не всегда удастся достичь необходимого эффекта. Поэтому более предпочтительно использование проволоки состава, близкого к основному металлу, что несомненно требует экспериментального подтверждения.

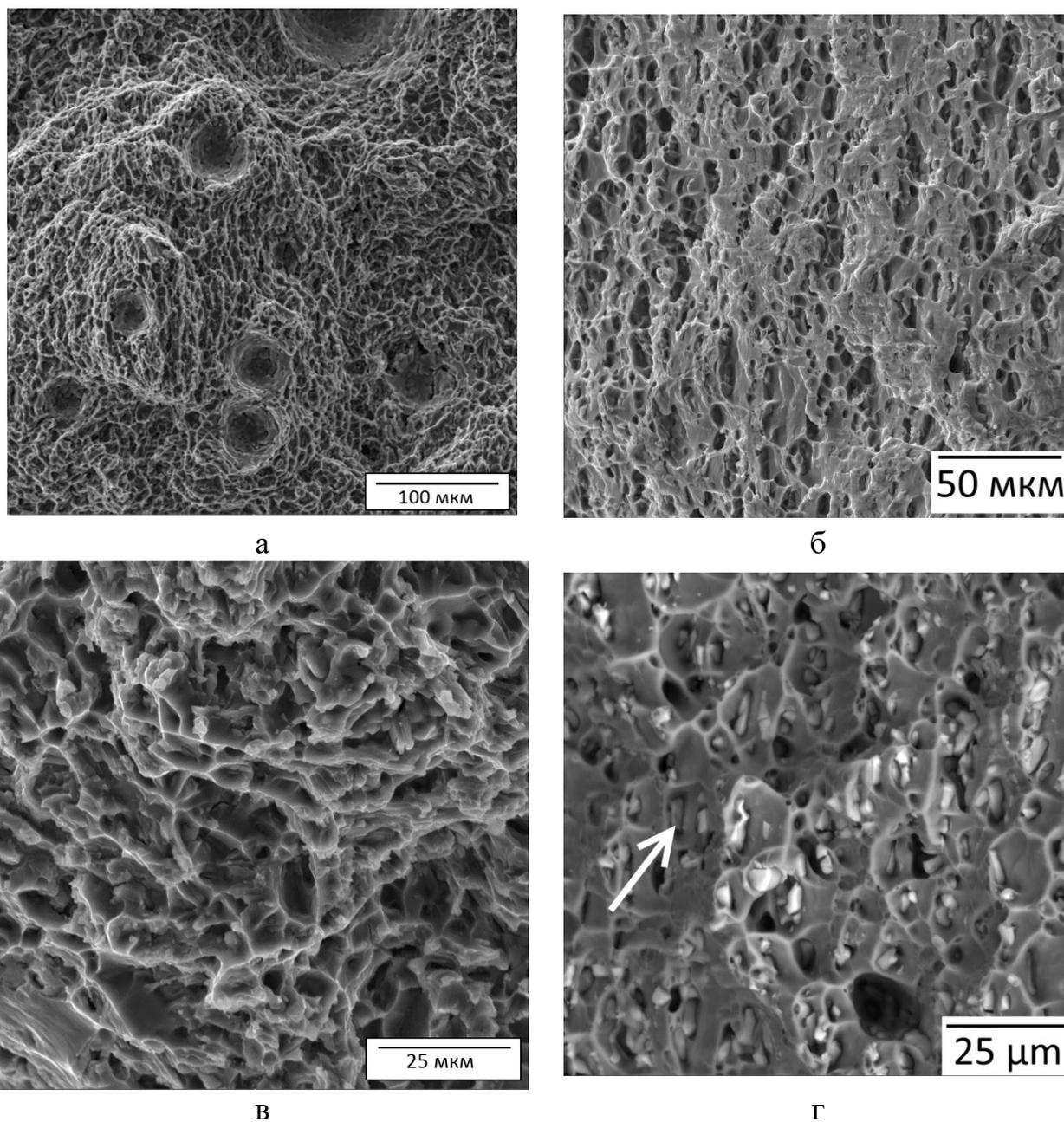
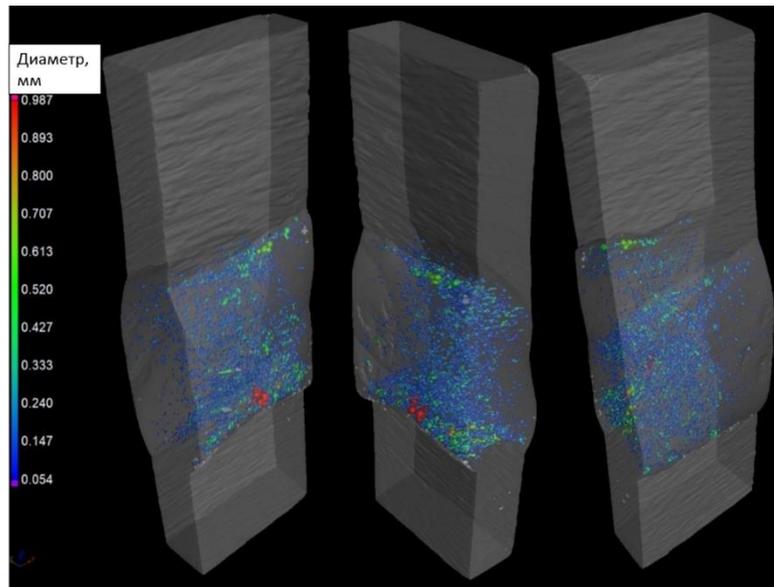
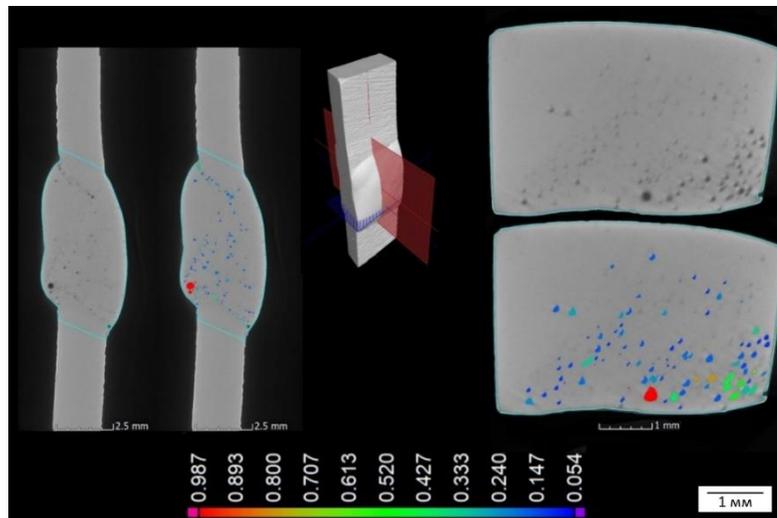


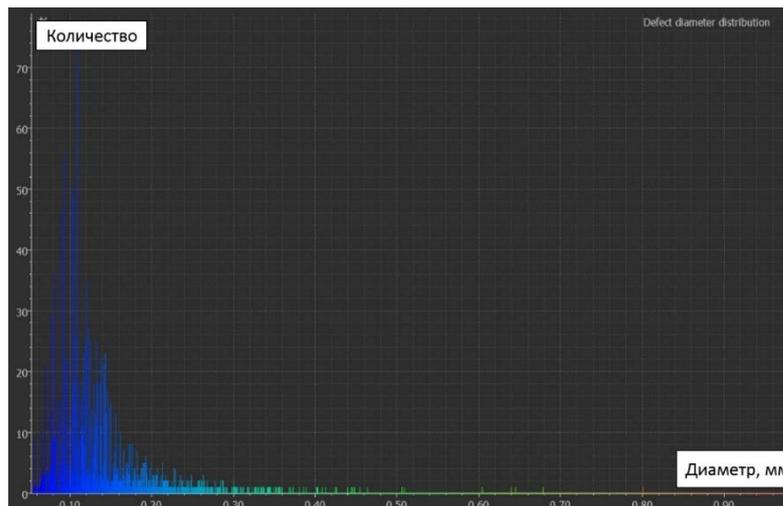
Рисунок 6.13 – Фрактограммы разрывных образцов сварных соединений при различных увеличениях: а, в – AlMg (SE); б – AlCa (SE); г – AlCa (BSE)



а



б



в

Рисунок 6.14 – Томограмма (а) и томографические срезы сварного шва (б), распределение пор в сварном шве (в) в образце AlMg

ЗАКЛЮЧЕНИЕ И ОБЩИЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

В результате комплексных работ в лабораторных условиях были получены плоские деформированные полуфабрикаты из сплава системы Al-Zn-Mg-Ca-Fe-Zr-Sc, а также проволока из этого сплава, качественно не уступающая марочной проволоке СвАМг5. Была проведена аргонодуговая сварка листов, исследованы структура и свойства сварных соединений. По результатам исследований можно сделать следующие выводы:

1. Установлено, что для обеспечения необходимой технологичности при прокатке и аргонодуговой сварке и приемлемых механических свойств листов и сварных соединений новый свариваемый кальций-содержащий алюминиевый сплав должен содержать следующее количество легирующих элементов: 2,5%Ca, 4%Zn, 2,5%Mg, 0,5%Fe, 0,2%Zr, 0,1%Sc.

2. Установлено, что цинк и магний обеспечивают упрочнение твердого раствора алюминия, содержащего 2,9% цинка, 2,5% магния, 0,28% циркония, 0,12% скандия, а указанные концентрации циркония и скандия способствуют упрочнению сварного шва и выделению при отжиге наноразмерных частиц метастабильной фазы $Al_3(Zr, Sc)$ с решеткой $L1_2$. Кальций в заявленном количестве способствует формированию частиц эвтектического происхождения $(Al, Zn)_4Ca$ и связывает железо в тройную фазу $Al_{10}CaFe_2$, обеспечивая необходимый уровень технологичности при прокатке и аргонодуговой сварке.

3. Показано, что структура горячекатаных листов содержит 7,6 об.% изолированных компактных частиц интерметаллидной фазы и выглядит подобной структуре естественных композитов. Более 50% частиц имеют идеально округлый вид и размер, не превышающий 2 мкм.

4. Сплав обладает высокой технологичностью при обработке давлением. Получены листы со степенью деформации до 98 % относительно исходного слитка. После отжига при 350 °С в течении 2 часов листы имеют

предел прочности на растяжение не менее 330 МПа, предел текучести не менее 270 МПа и относительное удлинение не менее 4,5 %.

5. Показано, что новый сплав системы Al-Zn-Mg-Ca-Fe-Zr-Sc не склонен к образованию горячих трещин при ручной аргодуговой сварке с использованием присадочного материала в виде проволоки оригинального состава и марочной сварочной проволоки СвАМг5, а структура сварного шва соответствует литой структуре.

6. Показано, что в исходном состоянии сварные соединения, полученные с использованием разных присадок, имеют сопоставимые механические свойства: $\sigma_B = 238-247$ МПа, $\sigma_{0,2} = 149-169$ МПа, $\delta = 2,7-3,1\%$. После отжига при температуре 350 °С образцы, полученные с использованием проволоки основного металла, упрочняются в результате выделения когерентных наночастиц фазы L1₂. В частности такой эффект привел к повышению временного сопротивления с 247 МПа до 274 МПа, что составляет 80% от показателя прочности основного металла.

7. Таким образом, на основе полученных данных можно констатировать, что новый кальцийсодержащий сплав на основе матричной системы Al-Zn-Mg-Ca, легированный железом, цирконием и скандием обладает удовлетворительной свариваемостью плавлением. При получении соединений возможно использование не только проволоки из сплава СвАМг5, но и проволоки основного состава, что позволяет приблизить показатели прочности соединения к показателям основного металла.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ ОТРАЖЕНО В СЛЕДУЮЩИХ ПУБЛИКАЦИЯХ:

1. П.К. Шуркин, **Ж.А. Карпова**, Р.А. Латыпов, А.Ф. Мусин Свойства сварных соединений сплава системы Al-Zn-Mg-Ca, легированного микродобавками циркония и скандия // Цветные металлы, 2 (2021) 84-92 (Scopus, ВАК).

2. Т.К. Акопян, А.Г. Падалко, Н.А. Белов, **Ж.А. Карпова** Влияние барометрической обработки на структуру и механические свойства высокопрочного алюминиевого сплава эвтектического типа на базе системы Al-Zn-Mg-Cu-Ni // *Металлы*, 6 (2017) 23-29. Т.К. Akopyan, A.G. Padalko, N.A. Belov, **Z.A. Karpova** Effect of Barothermal Treatment on the Structure and the Mechanical Properties of a High-Strength Eutectic Al-Zn-Mg-Cu-Ni Aluminum Alloy // *Russian Metallurgy (Metally)*, 11 (2017) 922-927 (Scopus, ВАК).

3. В.Н. Мироненко, В.В. Васенев, М.И. Ведерникова, И.В. Мышляев, **Ж.А. Карпова**, Е.А. Шорстова. Структура и механизм деформации штамповок заэвтектических силуминов // *Физика и химия обработки материалов*, 5 (2017) 78-87 (ВАК).

4. Деформируемый свариваемый алюминиево-кальциевый сплав: пат. 2716568 Рос. Федерация: С22С 21/10 (2006.01) / Акопян Т.К., Белов Н.А., Латыпов Р.А., Шуркин П.К., **Карпова, Ж.А.**; заявитель и патентообладатель Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» - № 2019143364, заявл. 24.12.2019; опубл.: 12.03.2020 Бюл. № 8.-9 с. (ВАК).

5. Свариваемый сплав на основе алюминия для противометеоритной защиты: пат. 2614321 Рос. Федерация: С22С 21/10 (2006.01) / Мироненко В.Н., Васенев В.В., **Карпова Ж.А.**, Клишин А.Ф., Сыромятников С.А., Тулин Д.В., Еремеев В.В., Еремеев Н.В., Тарарышкин В.И.; заявитель и патентообладатель Открытое акционерное общество «Композит» - № 2016117629, заявл. 04.05.2016; Опубл. 24.03.2017 Бюл. № 9.-13 с. (ВАК).

6. Сплав на основе алюминия для противометеоритной защиты: пат. 2654224 Рос. Федерация: С22С 21/10 (2006.01) / Мироненко В.Н., Васенев В.В., **Карпова Ж.А.**, Еремеев В.В., Еремеев Н.В., Тарарышкин В.И., Клишин А.Ф., Тулин Д.В., Сыромятников С.А.; заявитель и патентообладатель Российская Федерация, от имени которой выступает Государственная корпорация по космической деятельности «Роскосмос» - № 2016151498, заявл. 26.12.2016 Опубл. 17.05.2018 Бюл. № 14.-9 с. (ВАК).

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Рабкин Д. М., Лозовская А. В., Склабинская И. Е. *Металловедение сварки алюминия и его сплавов* // Киев: Наукова думка. – 1992. – Т. 158.
2. Макаров Э. Л., Якушин Б. Ф. *Теория свариваемости сталей и сплавов.* – 2014.
3. *Виноградов В. М. и др. Основы сварочного производства.* – 2008.
4. Гуревич С. М. *Справочник по сварке цветных металлов* // Киев: Наукова думка. – 1981.
5. Дриц А. М., Овчинников В. В. *Сварка алюминиевых сплавов* // М.: Руда и металлы. – 2017.
6. Zhang H. T., Dai X. Y., Feng J. C. *Joining of aluminum and magnesium via pre-roll-assisted A-TIG welding with Zn interlayer* // *Materials Letters.* – 2014. – Т. 122. – С. 49-51.
7. Рабкин Д. М. *Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов* // Киев: Наук. думка. – 1986. – Т. 256.
8. 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.
9. ГОСТ 14806-80. *Дуговая сварка алюминия и алюминиевых сплавов в инертных газах. Соединения сварные. Основные типы, конструктивные элементы и размеры.* – Введ. 1981-30-06.
10. Овчинников В.В. *Основы материаловедения для сварщиков.* – М.: Издательский центр «Академия», 2014. – 256 с.
11. Zhang L., Li X., Nie Z., Huang H., Niu L. *Comparison of microstructure and mechanical properties of TIG and laser welding joints of a new Al-Zn-Mg-Cu alloy.* *Materials and Design*, 2016, no 92, pp. 880-887.
12. Li Q., Wu A., Zhao Y., Wang G., Yan D., Wu M. *Fracture behavior of double-pass TIG welded 2219-T8 aluminum alloy joints under transverse tensile test.* *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 2015, no. 25, pp. 1794-1803.

13. Kannan S., Kumaran S.S., Kumaraswamidhas L.A. An investigation on compression strength analysis of commercial aluminium tube to aluminium 2025 tube plate by using TIG welding process. *Journal of alloys and compounds*, 2016, no 666, pp. 131-143.

14. Takhti S., Reihanian M., Ashafi A. Microstructure characterization and mechanical properties of gas tungsten arc welded cast A356 alloy. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 2015, no. 25, pp. 2137-2146.

15. Белекова Ж.Ш., Орозбаев А.А. Оптимизация сварочных режимов алюминиевых сплавов (Al-Mg-Si) марки 6082Т6 в МИГ (Металл инерт газ) сварке.

16. Liang Y., Hu S., Shen J., Zhang H., Wang P. Geometrical and microstructural characteristics of the TIG-CMT hybrid welding in 6061 aluminum alloy cladding. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, no. 239, pp. 18-30.

17. Зайцев В.И., Дружинин А.Г. Якушин Б.Ф. О преимуществах импульсно-дуговой МИГ-сварки высокопрочных алюминиевых сплавов // *Сварка и диагностика*, 2010, № 2, стр. 4-39.

18. Пугачева Н.Б., Мичуров Н.С., Трушина Е.Б. Особенности строения сварных соединений алюминиевых сплавов. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, no. 5, pp. 58-71

19. Шиганов И. Н., Холопов А. А., Йода Е. Н. Технологические особенности лазерной сварки алюминиевых сплавов // *Сварочное производство*. – 2010. – №. 10. – С. 32-37.

20. Овчинников В. В., Антонов А. А. Особенности свариваемости алюминиевого сплава 1913 в условиях сварки плавлением и трением с перемешиванием // *Заготовительные производства в машиностроении*. – 2018. – Т. 16. – №. 1. – С. 13-20.

21. Дриц А. М., Овчинников В. В. Свойства сварных соединений литейных алюминиевых сплавов, полученных сваркой трением с перемешиванием // *Цветные металлы*. – 2020. – № 1. – С. 76-83.

22. Wu C.S., Wang L., Ren W.J., Zhang X.Y. Plasma arc welding: Process, sensing, control and modeling. *Journal of Manufacturing Processes*, 2014, no. 16, pp. 74-85.

23. Баженова А.М., Панов А.И., Гилев И.А. Плазменная сварка алюминиевых сплавов малых толщин. *Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение*, 2015, Т. 17, № 3, стр. 5 – 12.

24. Wu S.C., Hu Y.N., Duan H., Yu C., Jiao H.S. On the fatigue performance of laser hybrid welded high Zn 7000 alloys for next generation railway components. *International Journal of Fatigue*, 2016, no. 91, pp. 1-10.

25. Yan S., Chen H., Ma C., Nie Y., Wang X., Qin Q. H. Local corrosion behaviour of hybrid laser-MIG welded Al-Zn-Mg alloy joints. *Materials and Design*, 2015, no. 88, pp. 1353-1365.

26. Zhang K. et al. Effect of welding thermal cycle on microstructural evolution of Al-Zn-Mg-Cu alloy // *Materials Science and Engineering: A*. – 2018. – Т. 717. – С. 85-94.

27. Bardel D., Nelias D., Robin V., Pirling T., Boulnat X., Perez M. Residual stresses induced by electron beam welding in a 6061aluminium alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, no. 235, pp. 1-12.

28. Zhang F., Su X., Chen Z., Nie Z. Effect of welding parameters on microstructure and mechanical properties of friction stir welded joints of a super high strength Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy. *Materials and Design*, 2015, no. 67, pp. 483-491.

29. Dos Santos J. F. et al. Understanding precipitate evolution during friction stir welding of Al-Zn-Mg-Cu alloy through in-situ measurement coupled with simulation // *Acta Materialia*. – 2018. – Т. 148. – С. 163-172.

30. Kang M., Kim C. A review of joining processes for high strength 7xxx series aluminum alloys // *Journal of Welding and Joining*. – 2017. – Т. 35. – №. 6. – С. 79-88.

31. Sun T., Roy M. J., Strong D., Withers P. J., Prangnell P. B. Comparison of Residual Stress Distributions in Conventional and Stationary Shoulder High-

Strength Aluminum Alloy Friction Stir Welds. Journal of Materials Processing Technology, 2016.

32. SU JQ N. T. W., Mishra R., Mahoney M. Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium [J] //Acta Materialia. – 2003. – Т. 51. – №. 3. – С. 713-729.

33. Дриц А. М., Овчинников В. В., Игонькин Б. Л. Влияние легирования сварочной проволоки скандием на механические свойства и структуру сварных соединений алюминиевых сплавов // Цветные металлы. – 2019. – № 4. – С. 67-78.

34. Зыков С.А. Влияние конструктивных и технологических факторов сварки на свойства сварных соединений из алюминиевых сплавов при криогенных температурах: дис. канд. тех. наук. ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, 2016.

35. Эскин Г. И. Недендритная кристаллизация легких сплавов: итоги и перспективы //Технология легких сплавов. – 2005. – №. 1-4. – С. 94-104.

36. Елагин В. И., Захаров В. В., Дриц А. М. Структура и свойства сплавов системы Al-Zn-Mg. – Металлургия, 1982.

37. Олабоде М., Ках П., Мартикайнен Д. Металлургические особенности сварки высокопрочного алюминиевого сплава 7025-T6 //Автоматическая сварка. – 2012. – №. 4. – С. 24-35.

38. Чапор В.О. Свариваемость сплавов системы Al - Zn - Mg / Автоматическая сварка. 1999. № 7. С. 20-23.

39. Новиков И.И., Золотаревский В.С., Портной В.К., Белов Н.А., Ливанов Д.В., Медведева С.В., Аксенов А.А., Евсеев Ю.В. Металловедение. В 2 т. Т. 1. – М.: Издательский дом «МИСиС», 2009. – 496 с.

40. Benedetti A.V., Cabot P.L., Garrido J.A., Moreira A.H. Influence of iron addition on the microstructure and the electrochemical corrosion of Al-Zn-Mg alloys // Journal of Applied Electrochemistry. 2001, Vol. 31, Iss. 3, p. 293–300

41. C. Meng, Di Zhang, H. Cui, L. Zhuang, J. Zhang, Mechanical properties, intergranular corrosion behavior and microstructure of Zn modified Al-Mg alloys

// JALCOM, 2014, Vol.617, p. 925–932

42. H. Fooladfar, B. Hasnemi, and M. Younesi, The effect of the surface treating and high-temperature aging on the strength and SCC susceptibility of 7075 aluminum alloy // J. Mater. Eng. Perform., 2010, 19, p. 852–859

43. Mondal C., Mukhopadhyay A. K. On the nature of T(Al₂Mg₃Zn₃) and S(AlZnCuMg) phase present in as-cast and annealed 7055 aluminum alloy // Mater Sci Eng A, 2005, A391. p. 367-376.

44. Zolotarevskii V. S., Pozdnyakov A. V., Churyumov A. Yu. Search for Promising Compositions for Developing New Multiphase Casting Alloys Based on Al–Zn–Mg Matrix Using Thermodynamic Calculations and Mathematic Simulation // The Physics of Metals and Metallography, 2014, Vol. 115, Iss. 3, p. 286–294

45. R.O. Vakhromov, V.V. Antipov, E.A. Tkachenko. Research and Development of High-Strength of Al-Zn-Mg-Cu Alloys // Proceedings of ICAA13, Pittsburgh, p. 1515-1520

46. F. Oliveira, M.C. de Barros, K.R. Cardoso, D.N. Travessa. The Effect of RRA on the Strength and SCC Resistance on AA7050 and AA7150 Aluminium Alloys // Mater. Sci. Eng. A, 2004, 379, p. 32

47. Шор Э. Р. Производство листов из алюминиевых сплавов [Текст] / Э. Р. Шор, А.И. Колпашников. - Москва: Металлургия, 1967. - 319 с.

48. Deng Y. L., Wan L., Zhang Y., Zhang X. M. Evolution of microstructure and textures of 7050 Al alloy hot-rolled plate during staged solution heat-treatments // JALCOM, 2010, Vol.498, p. 88–94

49. Якушин Б. Ф., Бакуло А. В., Шиганов И. Н. Повышение свариваемости термоупрочненных алюминиевых сплавов //Цветные металлы. – 2016. – №. 5. – С. 79-84.

50. Николаев Г. А., Фридляндер И. Н., Арбузов Ю. П. Свариваемые алюминиевые сплавы. – Металлургия, 1990.

51. Fukuda T. Weldability of 7000 series aluminium alloy materials //Welding International. – 2012. – Т. 26. – №. 4. – С. 256-269.

52. Shu F. et al. Microstructure and mechanical properties of multi-pass TIG welded joint of thick Al–Zn–Mg alloy plate //Materials Research Express. – 2019. – Т. 6. – №. 10. – С. 1065e1.

53. Лозовская А. В. и др. Разупрочнение высокопрочных алюминиевых сплавов при различных способах сварки плавлением //Автоматическая сварка. – 2001.

54. G. Yoganjaneyulu, K. Anand Babu, G. Venkata Siva, S. Vigneshwaran, C. Sathiya Narayanan. Microstructure and mechanical properties of Al–6Zn–3Mg–2Cu–0.5Sc alloy // Mate-rials Letters, Vol. 253, 2019, p. 18-21

55. Qianqian Zhu, Lingfei Cao, Xiaodong Wu, Yan Zou, Malcolm J. Couper. Effect of Ag on age-hardening response of Al-Zn-Mg-Cu alloys // Mater. Sci. Eng. A Vol. 754, 2019, p. 265-268

56. Abhishek Ghosh, Manojit Ghosh, Rajib Kalsar. Influence of homogenization time on evolution of eutectic phases, dispersoid behaviour and crystallographic texture for Al–Zn–Mg–Cu–Ag alloy // JALCOM, Vol. 802, 2019, p. 276-289

57. Вахромов Р.О., Ткаченко Е.А., Попова О.И. Влияние основных легирующих компонентов, микродобавок и примесей на свойства ковочных сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu // Цветные металлы. 2013, №5, с. 61–651

58. Temmar M., Hadji M., Sahraoui T. Effect of post-weld aging treatment on mechanical properties of Tungsten Inert Gas welded low thickness 7075 aluminium alloy joints //Materials & Design. – 2011. – Т. 32. – №. 6. – С. 3532-3536.

59. Белов Н.А. Вязкость разрушения литейных алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Zn-Cu: дис. канд. тех. наук. Московский государственный институт стали и сплавов (технологический университет), Москва, 1985.

60. ГОСТ 21631-2019. Листы из алюминия и алюминиевых сплавов. Технические условия. – Введ. 2020-01-06.

61. ГОСТ 17232-99. Плиты из алюминия и алюминиевых сплавов. Технические условия – Введ. 2000-31-08.

62. ГОСТ 8617-2018. Профили прессованные из алюминия и алюминиевых сплавов. Технические условия – Введ. 2019-01-03.

63. Котенков П. В., Попова Э. А. ФОРМИРОВАНИЕ В АЛЮМИНИЕВЫХ РАСПЛАВАХ КОМПЛЕКСНЫХ АЛЮМИНИДОВ С КУБИЧЕСКОЙ L12 РЕШЕТКОЙ //Физика. Технологии. Инновации. ФТИ-2016. – 2016. – С. 325-326.

64. Huang X. et al. Effect of minor Sc on microstructure and mechanical properties of Al–Zn–Mg–Zr alloy metal–inert gas welds //Journal of Alloys and Compounds. – 2015. – Т. 629. – С. 197-207.

65. Deng Y. et al. Effects of Sc and Zr on mechanical property and microstructure of tungsten inert gas and friction stir welded aerospace high strength Al–Zn–Mg alloys //Materials Science and Engineering: A. – 2015. – Т. 639. – С. 500-513.

66. Lei X. et al. Microstructure and properties of TIG/FSW welded joints of a new Al-Zn-Mg-Sc-Zr alloy //Journal of materials engineering and performance. – 2013. – Т. 22. – №. 9. – С. 2723-2729.

67. Subbaiah K. Microstructure and Mechanical properties of Tungsten Inert Gas Welded Joints of Cast Al-Mg-Sc alloy //Materials Today: Proceedings. – 2019. – Т. 16. – С. 248-253.

68. Arunkumar D., Subbaiah K. Effect of Continuous and Pulsed Current Tungsten Inert Gas Welding of Cast Al–Mg–Sc Alloy //Advances in Manufacturing Processes. – Springer, Singapore, 2019. – С. 653-662.

69. Федорчук В. Е. и др. Особенности легирования скандием металла швов сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов //Автоматическая сварка. – 2014.

70. Скупов А. А. и др. Эффективность применения редкоземельных металлов для легирования присадочных материалов //Авиационные материалы и технологии. – 2017. – №. 3 (48).

71. Norman A. F. et al. Examination of the effect of Sc on 2000 and 7000 series aluminium alloy castings: for improvements in fusion welding //Materials

Science and Engineering: A. – 2003. – Т. 354. – №. 1-2. – С. 188-198.

72. S.S. Sreeja Kumari, R.M. Pillai, T.P.D. Rajan, B.C. Pai. Effects of individual and combined additions of Be, Mn, Ca and Sr on the solidification behavior, structure and mechanical properties of Al–7Si–0.3Mg–0.8Fe alloy // Mater. Sci. Eng. A, Vol. 460–461, 2007, p. 561-573.

73. Závodská D., Tillová E., Švecová I., Kuchariková L., Chalupová M. Secondary cast Al-alloys with higher content of iron // Materials Today: Proceedings. 2018. Vol. 5. p. 26680–26686.

74. Никифоров Г.Д. Металлургия сварки плавлением алюминиевых сплавов. М.: Машиностроение, 1979.

75. Макаров Э.Л. Королев С.А. Методика расчетной оценки стойкости сварных швов алюминиевых листовых конструкций против образования горячих трещин // Сварка и диагностика, № 2, 2009, стр. 11-16.

76. Ерышев О.Н. , Макаров А.Г. Влияние легирования металла шва и режима искусственного старения на склонность сварных соединений сплавов Al - Zn - Mg к задержанным разрушениям / в кн.: Сварка № 1. Л.: Судостроение, 1968. С. 203-216.

77. Синявский В.С., Вальков В.Д. Будов Г.М. Коррозия и защита алюминиевых сплавов. – М.: Metallurgy, 1979. – 208 с.

78. Михайлов Е. Д. и др. Свариваемый коррозионностойкий высокотехнологичный алюминиевый сплав 1935В //Цветные металлы. – 2006. – №. 6. – С. 73-78.

79. Li H. et al. Grain boundary pre-precipitation and its contribution to enhancement of corrosion resistance of Al–Zn–Mg alloy //Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2016. – Т. 26. – №. 10. – С. 2523-2531.

80. Li S. et al. Corrosion behavior and mechanical properties of Al-Zn-Mg aluminum alloy weld //Corrosion Science. – 2017. – Т. 123. – С. 243-255.

81. Шумов О. В. Повышение коррозионной стойкости сварных соединений легированием сварочной проволоки. – 2011.

82. Конюхов А. Д., Дриц А. М. Кузова грузовых вагонов из

алюминиевых сплавов //Железнодорожный транспорт. – 2016. – №. 2. – С. 67-69.

83. Хапилов Ю.А., Журавлева Л.В., Ранникова Т.А., Матвеев Д.М. Алюминиевые сплавы в несущих конструкциях грузовых вагонов // Железнодорожный транспорт, № 11, 1981, стр. 60-62.

84. Захаров В. В., Фисенко И. А. Алюминиевые сплавы для мостостроения //Технология легких сплавов. – 2018. – №. 1. – С. 28-33.

85. Артюх Т. М. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ В ПРОИЗВОДСТВЕ ВЕЛОСИПЕДНЫХ РАМ //Технические науки и технологии. – 2015. – №. 1. – С. 44-48.

86. Белов Н.А., Наумова Е.А., Акопян Т.К. Эвтектические сплавы на основе алюминия: Новые системы легирования. М.: Руда и металлы, 2016.

87. Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T.K. Eutectic alloys based on the Al–Zn–Mg–Ca system: microstructure, phase composition and hardening. Mater. Sci. Technol. 2017. Vol. 33. Iss. 6. P. 656–666. DOI: 10.1080/02670836.2016.1229847.

88. Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T.K. Effect of calcium on structure, phase composition and hardening of Al–Zn–Mg alloys containing up to 12 wt.% Zn. Mater. Res. 2015. Vol. 18. Iss. 6. P. 1384–1391. DOI: 10.1590/1516-1439.036415.

89. Naumova E.A., Belov N.A., Bazlova T.A. Effect of heat treatment on structure and strengthening of cast eutectic aluminum alloy Al₉Zn₄Ca₃Mg. Met. Sci. Heat Treat. 2015. Vol. 57. Iss. 5–6. P. 274–280. DOI: 10.1007/s11041-015-9874-6.

90. Naumova E.A. Use of calcium in alloys: From modifying to alloying. Russ. J. Non-Ferr. Met. 2018. Vol. 59. No. 3. P. 284–298. DOI: doi.org/10.3103/S1067821218030100.

91. Наумова Е.А. Разработка научных основ легирования алюминиевых сплавов эвтектического типа кальцием: дис. докт. тех. наук, НИТУ «МИСиС», Москва, 2020.

92. Дорошенко В.В. Технологичность многокомпонентных алюминиево-кальциевых сплавов при литье и обработке давлением: дис. канд. тех. наук. НИТУ «МИСиС», Москва, 2019.

93. Шуркин П.К. Влияние эвтектикообразующих элементов (Ca, Ni, Se, Fe) на структуру, технологичность и механические свойства алюминиевых сплавов, содержащих цинк и магний: дис. канд. тех. наук. НИТУ «МИСиС», Москва, 2020.

94. Чеверикин В.В. Влияние эвтектикообразующих элементов на структуру и свойства высокопрочных сплавов системы Al - Zn – Mg: дис. канд. тех. наук. Московский государственный институт стали и сплавов (технологический университет), Москва, 2007

95. ГОСТ 4784–2019. Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки. М.: ФГУП «СТАНДАРТИНФОРМ», 2019

96. O. V. Volkova, A. V. Dub, A. G. Rakoch, A. A. Gladkova, M. E. Samoshina. Comparison of the Tendency to Pitting Corrosion of Casting of Al₆Ca, Al₁Fe, and Al₆Ca₁Fe Experimental Alloys and AK12M2 Industrial Alloy // Russian Journal of Non-Ferrous Metals, 2017, Vol. 58, Iss. 6, p. 644-648

97. Белов Н.А., Наумова Е.А., Илюхин В.Д., Дорошенко В.В. Структура и механические свойства отливок сплава Al–6%Ca–%Fe, полученных литьем под давлением. Цвет. металлы. 2017. No. 3, С. 69-75. DOI: 10.17580/tsm.2017.03.11.

98. Belov N.A., Akopyan T.K., Mishurov S.S., Korotkova N.O. Effect of Fe and Si on the microstructure and phase composition of the aluminium-calcium eutectic alloys. Non-Ferr. Met. 2017. No. 2. P. 37–42. DOI: 10.17580/nfm.2017.02.07.

99. Shurkin P.K., Belov N.A., Musin A.F., Samoshina M.E. Effect of Calcium and Silicon on the Character of Solidification and Strengthening of the Al– 8% Zn–3% Mg Alloy. Phys. Met. Metallogr. 2020. Vol. 121. P. 135-142. DOI: 10.1134/S0031918X20020155.

100. Aljarrah, M., Medraj, M., Wanga, X., Essadiqi, E., Muntasar, A., and
123

Denes, G., Experimental investigation of the Mg–Al–Ca system // JALCOM, 2007, Vol. 436, p. 131–141

101. Pengfei Ding, Yuanchao Liu, Xianghui He, Debao Liu, Minfang Chend. In vitro and in vivo biocompatibility of Mg–Zn–Ca alloy operative clip // Bioact Mater. 2019, Vol. 4, p. 236–244

102. Bai H., He X., Ding P., Liu D., Chen M. Fabrication, microstructure, and properties of a biodegradable Mg-Zn-Ca clip // J. Biomed. Mater. Res. B Appl. Biomater. 2019, Vol.107(5), p. 1741–1749

103. J. Hofstetter, M. Becker, E. Martinelli, A.M. Weinberg, B. Mingler, H. Kilian, S. Pogatscher, P.J. Uggowitzer, and J.F. Löffler. High-strength low-alloy (HSLA) Mg–Zn–Ca alloys with excellent biodegradation performance // JOM, 2014, Vol. 66, p. 566

104. J. Hofstetter, S. Rüedi, I. Baumgartner, H. Kilian, B. Mingler, E. Povoden-Karadeniz, S. Pogatscher, P.J. Uggowitzer, and J.F. Löffler, Processing and microstructure-property relations of high-strength low-alloy (HSLA) Mg–Zn–Ca alloys // Acta Mater., 2015, Vol. 98, p. 423

105. Ramírez P., Alday F.G., Adabbo H.E., Ruano O.A. Superplastic behaviour of Al-5wt.%Ca-5wt.%Zn alloy // Mater. Sci. Eng. A, 1987, Vol. 93, p. L11-L15.

106. Kohno N., Sakuma T., Watanabe H., Muromachi S. Superplastic deformation of Al-Ca-Zn eutectic alloys // J. of Japan Inst. of Light Met. 1988, Vol. 38, № 4, p. 197-201

107. Piatti G., Pellegrini G., Trippodo D. The tensile properties of a new superplastic al-luminum alloy: Al–Al₄Ca eutectic // J. Mater. Sci., 1976, Vol. 1, p. 168–190

108. V. A. Shvets, V. O. Lavrenko, V. M. Talash. Experience of application of protectors made of Al-Zn-Ca alloys // Materials Science, 2006, Vol.42, Is.4, p. 563–565

109. S. Wasiur-Rahman, M. Medraj. A thermodynamic description of the Al–Ca–Zn ternary system // Calphad, 2009, Vol.33, Iss. 3, p. 584-598

110. D. Kevorkov, Y.N. Zhang, K. Shabnam, P. Chartrand, and M. Medraj, Experimental Investigation of the Phase Equilibria of the Al-Ca-Zn System at 623 K // JALCOM, 2012, Vol. 539, p. 97-102

111. Stock S. R. X-ray microtomography of materials //International Materials Reviews. – 1999. – Т. 44. – №. 4. – С. 141-164.

112. Huang X., Pan Q., Li B., Yin Z., Liu Z., Huang Z. Effect of minor Sc on microstructure and mechanical properties of Al–Zn–Mg–Zr alloy metal–inert gas welds. J. Alloys Compd. 2015. Vol. 629. P. 197–207. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.11.227.

113. Deng Y., Peng B., Xu G., Pan Q., Yin Z., Ye R., Wang Y., Lu L. Effects of Sc and Zr on mechanical property and microstructure of tungsten inert gas and friction stir welded aerospace high strength Al–Zn–Mg alloys. Mater. Sci. Eng. A. 2015. Vol. 639. P. 500–513. DOI: 10.1016/j.msea.2015.05.052.

114. Lei X., Deng Y., Yin Z., Xu G., Peng Y. Microstructure and properties of TIG/FSW welded joints of a new Al–Zn–Mg–Sc–Zr alloy. J. Mater. Eng. Perform. 2013. Vol. 22. Iss. 9. P. 2723–2729. DOI: 10.1007/s11665-013-0577-0.

115. Belov N.A., Alabin A.N., Matveeva I.A. Optimization of phase composition of Al–Cu–Mn–Zr–Sc alloys for rolled products without requirement for solution treatment and quenching. JALCOM. 2014. Vol. 583. P. 206–213. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.08.202.

116. Акопян Т.К., Летягин Н.В., Дорошенко В.В. Алюмоматричные композиционные сплавы на основе системы Al–Ca–Ni–Ce, упрочняемые наночастицами фазы L12 без использования закалки. Цвет. металлы. 2018. No. 12. С. 56–62. DOI: 10.17580/tsm.2018.12.08.

117. Akopyan T.K., Belov N.A., Naumova E.A., Letyagin N.V., Sviridova T.A. Al-matrix composite based on Al–Ca–Ni–La system additionally reinforced by L12 type nanoparticles. Trans. Nonfer. Met. Soc. China. 2020. Vol. 30. Iss. 4. P. 850–862. DOI: 10.1016/S1003-6326(20)65259-1.

118. Белов Н. А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов. — М. : МИСиС, 2010. — 511 с.

119. Huda A. Al-Salihi, Adil Akram Mahmood, Hussain J. Alalkawi. Mechanical and wear behavior of AA7075 aluminum matrix composites reinforced by Al₂O₃ nanoparticles // *Nanocomposites*, 2019, Vol.5, Iss. 3, p. 67-73.

120. Yasuhiro Takashimizu, Maiko Iiyoshi. New parameter of roundness R: circularity corrected by aspect ratio // *Progress in Earth and Planetary Science*, 2016, 3:2

121. Wang Dianlong, Diao Guangyun, Liang Zhimin. Comparison of Al-Zn-Mg Alloy P-MIG Welded Joints Filled with Different Wires // *High Temp. Mater. Proc.* 2019, Vol. 38, p. 516–524

122. B. V. Jegdic, B. M. Bobic, M. K. Pavlovic, A. B. Alil, S. S. Putic. Stress corrosion cracking resistance of aluminum alloy 7000 series after two-step aging // *Chemical Industry and Chemical Engineering Q*, 2015, Vol. 21, Iss. 2, p. 261-268

123. Белов Н. А., Щербаков М. В., Белов В. Д. О технологичности высокопрочного экономнолегированного никалина АЦ6Н0,5Ж при литье, прокатке и сварке // *Цветные металлы*. 2011. № 12. с. 94–98.

124. Alabin A.N., Belov N.A., Tabachkova N.Yu., Akopyan T.K. Heat resistant alloys of Al - Zr - Sc system for electrical applications: Analysis and optimization of phase composition // *Non-ferrous Metals*, 2015, No.2, p. 36-40

125. Zhichao Guo, Xuan Liu, Jilai Xue. Fabrication of Al-Si-Sc alloy bearing AlSi₂Sc₂ phase using ultrasonically assisted molten salt electrolysis // *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, Vol. 797, p. 883-889

126. Samiuddin M., Li J.L., Taimoor M., Siddiqui M.N., Siddiqui S.U., Xiong J.T. Investigation on the process parameters of TIG-welded aluminum alloy through mechanical and microstructural characterization. *Defence Technol.* 2020. DOI: 10.1016/j.dt.2020.06.012.

ПРИЛОЖЕНИЕ А

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



ПАТЕНТ

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2716568

Деформируемый свариваемый алюминий-кальциевый сплав

Патентообладатель: *Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования "Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС" (RU)*

Авторы: *Акопян Торгом Кароевич (RU), Белов Николай Александрович (RU), Латыпов Рашид Абдулхакович (RU), Шуркин Павел Константинович (RU), Карпова Жанна Александровна (RU)*

Заявка № 2019143364

Приоритет изобретения 24 декабря 2019 г.

Дата государственной регистрации в

Государственном реестре изобретений

Российской Федерации 12 марта 2020 г.

Срок действия исключительного права

на изобретение истекает 24 декабря 2039 г.

Руководитель Федеральной службы
по интеллектуальной собственности

Г.П. Ивлиев



