

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования «Самарский государственный технический университет»

На правах рукописи

Казаков Михаил Сергеевич

УЛУЧШЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ
ДЛЯ ИЗДЕЛИЙ ПЕРСПЕКТИВНОЙ РАКЕТНО-КОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ
СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕМ РЕЖИМОВ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ
ВОЗДЕЙСТВИЙ

2.6.17 – Материаловедение

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель - доктор
технических наук, профессор
Муратов Владимир Сергеевич

Самара 2023

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	5
ГЛАВА 1. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ НАУЧНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РАЗРАБОТОК В ОБЛАСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ РАКЕТНО-КОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ	13
1.1 Особенности современных требований к материалам при проектировании ракетно-космической техники	13
1.2 Развитие научных идей и современные тенденции в области технологических воздействий при изготовлении ракетно-космической техники с применением алюминиевых сплавов	17
1.3 Перспективы применения алюминиевых сплавов, легированных редкоземельными металлами, в конструкциях ракетно-космической техники	31
1.4 Перспективы применения сварки трением с перемешиванием для изготовления ракетно-космической техники	38
1.5 Актуальные проблемы в области неразрушающего контроля сварных соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием	48
1.6 Постановка цели и задач исследования	58
ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ	61
2.1 Материалы исследования	62
2.2 Экспериментальные методики	63
2.3. Исследования структуры	66
2.4 Анализ химического состава	67
2.5 Исследование механических свойств	67
2.6 Исследование коррозионной стойкости	68
2.7 Ускоренные климатические испытания	69
ГЛАВА 3 ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В РАКЕТНО-КОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКЕ, В ПРОЦЕССАХ ЛИТЬЯ, СВАРКИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	72
3.1 Влияние структурно-фазового состояния исходного материала шихты на качественные характеристики отливок из сплава системы Al-Si-Mg	72

3.2 Особенности изготовления заправочных штуцеров из алюминиевых сплавов для термостабилизирующих систем космических аппаратов	81
3.3 Влияние режимов старения на механические свойства и коррозионную стойкость деформируемых термоупрочняемых сплавов системы Al-Mg-Si-Cu....	90
3.4 Влияние выдержки при отрицательных температурах после закалки на процессы последующего старения сплавов системы Al-Mg-Cu	96
3.5 Выводы по главе	103
ГЛАВА 4 ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УСЛОВИЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ ПЕРСПЕКТИВНОГО ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОГО СПЛАВА Al-Mg-Sc ПРИ ПОВЫШЕННОЙ, КОМНАТНОЙ И КРИОГЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРАХ	106
4.1 Оценка структурного состояния сплава после различных режимов деформации	106
4.2 Влияние температуры испытаний и направления волокна на механические свойства	111
4.3 Оценка влияния времени хранения сплава на механические свойства.....	114
4.4 Механизм разрушения сплава и оценка изломов	117
4.5 Коррозионная стойкость сплава	121
4.6 Выводы по главе	125
ГЛАВА 5 МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ Al-Mg-Sc, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ, ОСОБЕННОСТИ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ	128
5.1 Структура сварных соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием	129
5.2 Влияние режимов сварки трением с перемешиванием на структуру сварного соединения алюминиевого сплава системы Al-Mg-Sc в нагартованном состоянии	133

5.3 Дефекты типа твердое включение в соединениях, выполненных сваркой трением с перемешиванием.....	144
5.4 Механические свойства сварных соединений.....	148
5.5 Оценка влияния времени хранения сварных соединений на механические свойства.....	151
5.6 Коррозионная стойкость сварных соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием.....	152
5.7 Сравнение уровня прочности швов, полученных методом сварки трением с перемешиванием и аргонно-дуговой сварки в ручном и автоматическом режиме.....	156
5.8 Классификация внутренних дефектов сварных соединений и их влияние на механические характеристики.....	159
5.9 Особенности неразрушающего контроля сварных соединений, полученных методом сварки трением с перемешиванием.....	166
5.10 Выводы по главе.....	177
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	181
Публикации по теме диссертации.....	185
Список использованных источников.....	187
ПРИЛОЖЕНИЕ А Акт о внедрении (использовании) результатов диссертационной работы.....	207

ВВЕДЕНИЕ

Ракетно-космическая техника (РКТ) играет важную роль в различных сферах деятельности, таких как исследование космоса, обеспечение безопасности государства и достижение ряда коммерческих целей. Конструктивные особенности ракет-носителей и космических аппаратов требуют использования материалов с высокими механическими свойствами и их стабильностью при экстремальных условиях. Алюминиевые сплавы остаются основным конструкционным материалом авиакосмической техники. Объем их применения составляет около 70% от общего количества конструкционных материалов в составе ракеты-носителя по массе [1]. Для дальнейшего развития космического машиностроения требуются новые сплавы, обладающие улучшенным комплексом свойств, а также необходимо совершенствование действующих технологий обработки алюминиевых сплавов.

Для того чтобы повысить свойства алюминиевых сплавов и улучшить их характеристики при использовании в перспективной РКТ, необходимо проводить оптимизацию традиционных режимов обработки сплавов. Это позволит получить материалы с более высокой прочностью, устойчивостью к коррозии при пониженных временных и ресурсных затратах.

Одним из наиболее эффективных способов упрочнения алюминиевых сплавов является микролегирование скандием. Этот элемент образует дисперсные частицы, которые значительно повышают прочность и устойчивость к тепловому воздействию. Однако, для достижения максимальных свойств необходимо правильно выбирать режимы термической обработки и деформационного воздействия.

Технология сварки трением с перемешиванием (СТП) становится все более популярной в ракетно-космической технике. Эта технология позволяет соединять алюминиевые сплавы без использования расходных материалов и при этом сохранять их свойства.

Одним из преимуществ СТП является отсутствие деформации материала, что особенно важно при создании космических аппаратов. Также этот метод позволяет соединять материалы разной толщины и формы, что расширяет возможности конструкторов.

Однако, для широкого применения СТП в ракетно-космической технике необходимо провести дополнительные исследования по определению оптимальных режимов сварки для различных типов полуфабрикатов из алюминиевых сплавов (например, скорости вращения инструмента и давления).

Также должно быть проведено сравнение СТП с другими методами сварки, чтобы определить наиболее эффективный метод для конкретных условий. В целом, перспективы применения технологии сварки трением с перемешиванием в ракетно-космической технике выглядят многообещающими и могут привести к созданию более надежных и устойчивых конструкций.

Неразрушающий контроль является важной составляющей качественной СТП. Стоит отметить, что неразрушающий контроль может быть затруднен из-за особенностей этого способа сварки. Некоторые методы контроля могут не давать достаточной информации о состоянии сварного шва, что может приводить к пропуску дефектов и ухудшению качества сварки.

В целом, проблемы неразрушающего контроля и дефекты сварки трением с перемешиванием являются серьезными вызовами для ракетно-космической техники. Однако, с помощью правильной подготовки и контроля процесса сварки, а также отработки рациональных режимов, можно достичь высокого качества сварки и создать надежные конструкции для использования в космической эксплуатации.

Цель работы – улучшение структуры и свойств алюминиевых сплавов для изделий перспективной ракетно-космической техники совершенствованием режимов технологических воздействий в процессах получения отливок, сварки, деформирования и термической обработки.

Для достижения поставленной цели работы решены следующие **задачи**:

- выявлены особенности кинетики старения термоупрочняемых алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mg и Al-Mg-Si-Cu, применяемых в конструкциях РКТ, для определения возможностей формирования улучшенных свойств и модернизации традиционных процессов;
- установлены особенности влияния структурно-фазового состояния исходных шихтовых материалов на формирование структуры, свойств и дефектов в отливках сплава системы Al-Si-Mg;
- выявлены причины изменения микроструктуры, падения пластических свойств и разрушения сварных герметизирующих деталей термостабилизирующих систем космических аппаратов, изготавливаемых из сплава системы Al-Mg-Si;
- установлены закономерности влияния температуры на механические свойства экономно-легированного сплава Al-Mg-Sc в отожженном и нагартованном состоянии деформированных полуфабрикатов (плиты, листы, поковки); выполнена оценка коррозионной стойкости и изменения механических свойств во времени;
- показано влияние режимов сварки трением с перемешиванием на структуру и свойства сварных соединений катанных полуфабрикатов из сплава системы Al-Mg-Sc в диапазоне температур от -196 до 200 °С и проведено их сопоставление с уровнем свойств сварных соединений, полученных сваркой плавлением;
- определены возможности выявления характерных внутренних дефектов сварных соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием различными методами неразрушающего контроля;
- проведена апробация и внедрение разработанных режимов технологических воздействий в условиях действующего производства.

Объектом исследования являются алюминиевые сплавы различных систем легирования, используемые для изготовления изделий перспективной ракетно-космической техники.

Предметом исследования являются структурообразование и изменение свойств алюминиевых сплавов при варьировании режимов технологических

воздействий в процессах получения отливок, сварки, деформирования и термической обработки.

В диссертационной работе выполнен комплекс металлургических исследований структуры и свойств алюминиевых сплавов, используемых в ракетно-космической технике, которые направлены на повышение качества изделий и эффективности технологических процессов обработки.

Научная новизна работы заключается в следующем:

1. Установлены новые закономерности формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов при варьировании режимов технологических воздействий в процессах получения отливок, сварки, деформирования и термической обработки.

2. Установлено влияние структурно-фазового состояния исходных шихтовых материалов на формирование структуры, свойств и дефектов в отливках сплава системы Al-Si-Mg.

3. Изучены особенности кинетики старения сплавов системы Al-Cu-Mg при реализации выдержки после закалки при отрицательной температуре; определены инкубационный период до начала процессов интенсивного упрочнения сплавов и влияние выдержки при отрицательной температуре на механические свойства. Выявлено влияние ускоренного старения при повышенных температурах на механические свойства и коррозионную стойкость сплава системы Al-Mg-Si-Cu.

4. Установлены причины изменения микроструктуры, падения пластических свойств и разрушения сварных герметизирующих деталей термостабилизирующих систем космических аппаратов, изготавливаемых из сплава системы Al-Mg-Si.

5. Выявлены закономерности влияния температуры на механические свойства экономно-легированного сплава Al-Mg-Sc в отожженном и нагартованном состоянии деформированных полуфабрикатов (плиты, листы, поковки); выполнена оценка коррозионной стойкости и изменения механических свойств во времени.

6. Установлено влияние режимов сварки трением с перемешиванием на структуру и свойства сварных соединений катанных полуфабрикатов из сплава системы Al-Mg-Sc в диапазоне температур от -196 до 200 °С.

7. Исследованы характерные внутренние дефекты сварных соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием, определена степень их влияния на эксплуатационные свойства, а также оценены возможности выявления дефектов методами неразрушающего контроля.

Практическая значимость:

Показано, что традиционные методы подавления образования хрупких пластин железосодержащей фазы в сплаве системы Al-Si-Mg за счет обязательного присутствия в химическом составе сплава Mn, в случае их наследования из исходного материала, неэффективны. Для повышения качества отливок рекомендовано использовать для приготовления шихты чушки с предварительно модифицированной структурой, в которой отсутствуют включения пластин фазы переменного состава $Al_xSi_yFezMn_q$, что позволило снизить уровень брака на 25%.

Выявлена возможность сохранения свежезакаленного состояния для сплавов системы Al-Cu-Mg с последующим формированием оптимальных механических свойств, путем естественного старения. Показана возможность применения режимов ускоренного старения деталей из сплава системы Al-Mg-Si-Cu позволяющая получить высокий уровень механических свойств и коррозионной стойкости при сокращении длительности цикла термической обработки на 65%.

Определены оптимальные параметры изготовления сварных деталей для термостабилизирующих систем, подвергающихся холодной пластической деформации.

Построена зависимость механических свойства деформированных полуфабрикатов из перспективного экономнолегированного сплава системы Al-Mg-Sc и сварных соединений из них от температуры в диапазоне -196 до 200 °C. По результатам ускоренных климатических испытаний, имитирующих хранение в течение 14 лет, выявлено снижение на листовых полуфабрикатах в долевом направлении относительного удлинения отдельных образцов до 32 % и снижение на нагартованных плитах в долевом направлении предела прочности до 10 %. Для сварных соединений СТП имитация хранения в течение 14 лет показала снижение св сварных соединений плит в долевом направлении до 10 %. Продемонстрирована

возможность получения сварных соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием, с коэффициентом прочности для отождённых листов из сплава Al-Mg-Sc 90%, а для нагартованных плит из сплава Al-Mg-Sc 85-90%. Полученные результаты позволяют прогнозировать поведение сплава в реальных конструкциях.

Определены основные виды дефектов, характерных для сварки трением с перемешиванием катанных полуфабрикатов из сплава Al-Mg-Sc, не выявляемые визуально, а также установлена степень их влияния на прочностные характеристики сварного соединения. Рассмотрены особенности неразрушающего контроля данных сварных соединений применительно к изделиям ракетно-космической технике, разработаны рекомендации по применению эхо-импульсного ультразвукового контроля с применением фазированных антенных решеток и его сочетание с рентгенографией, капиллярным контролем и дифракционным временным ультразвуковым контролем.

Перечисленные разработки прошли апробацию в действующем производстве и внедрены в технологические процессы и операции контроля качества в АО РКЦ “Прогресс”.

Содержание диссертации соответствует областям исследования паспорта научной специальности 2.6.17: п.1.Разработка новых металлических, неметаллических и композиционных материалов, в том числе капиллярно-пористых, с заданным комплексом свойств путем установления фундаментальных закономерностей влияния дисперсности, состава, структуры, технологии, а также эксплуатационных и иных факторов на функциональные свойства материалов. Теоретические и экспериментальные исследования фундаментальных связей структуры металлических, неметаллических материалов и композитов с комплексом физико-механических и эксплуатационных свойств с целью обеспечения надежности и долговечности деталей, изделий, машин и конструкций (химической, нефтехимической, энергетической, машиностроительной, легкой, текстильной, строительной); п.6.Разработка и совершенствование методов исследования и контроля структуры, испытание и определение физико-

механических эксплуатационных свойств металлических, неметаллических композиционных материалов и функциональных покрытий.

Положения, выносимые на защиту:

1. Выявленное влияние режимов технологических воздействий в процессах получения отливок, сварки, деформирования и термической обработки на структуру и свойства алюминиевых сплавов.

2. Закономерности влияния режимов сварки трением с перемешиванием на структуру сварного соединения, классификация внутренних дефектов сварных швов, их влияние на прочностные характеристики, а также оценка особенностей неразрушающего контроля сварных соединений.

3. Установленное влияние температуры в интервале -196°C - 200°C на механические свойства отожженных и нагартованных катанных полуфабрикатов из сплава системы Al-Mg-Sc и сварных соединений из них, выполненных сваркой трением с перемешиванием.

4. Предложения по оптимизации, модернизации и рациональному применению процессов тепловой обработки алюминиевых сплавов для изготовления деталей перспективной ракетно-космической техники.

Достоверность полученных результатов. Выдвинутые в работе практические и теоретические выводы базируются на фундаментальных положениях, сопоставлены с общепризнанными отраслевыми знаниями и информацией, полученной другими авторами и исследовательскими группами. В работе использовалось современное оборудование и методы, аттестованные методики и поверенные средства измерений. Полученные данные подвергались статистической обработке с определением значений доверительного интервала и дисперсии, что подтверждало их достоверность. Выдвинутые в ходе исследований гипотезы и положения подтверждены натурными экспериментами.

Вклад автора. Соискатель лично выполнял весь комплекс экспериментальных исследований, состоящий из подготовки образцов, проведения механических испытаний во всем исследуемом диапазоне температур и структурных исследований объектов испытаний, обработки экспериментальных

данных, а также принимал непосредственное участие в разработках режимов обработок и параметров проведения экспериментов, обсуждении результатов исследований, подготовке научных публикаций и представлении результатов работы на конференциях.

Апробация работы. Материалы работы докладывались и обсуждались на следующих российских и международных научно-технических конференциях: Актуальные проблемы ракетно-космической техники (г. Самара, 2019 г.), Высокие технологии в машиностроении (г. Самара, 2021 г.), Актуальные проблемы ракетно-космической техники (г. Самара, 2021 г.), Современные материалы, техника и технология (г. Курск, 2021 г.), Пром-Инжиниринг (г. Сочи, 2022 г.)

Основные результаты диссертации получены автором в рамках проведения исследований в ФГБОУ ВО «СамГТУ» и были использованы в конкурсной работе «Современные технологии получения заготовок и неразъемных соединений из сплавов систем Ti-Al-V и Al-Mg-Sc, применяемых в конструкциях перспективной ракетно-космической техники», удостоенной стипендии Правительства РФ за значительный вклад в создание прогрессивных технологий и разработку современных образцов вооружения, военной и специальной техники в интересах обеспечения обороны страны и безопасности государства.

Публикации. По материал диссертации опубликовано 9 публикаций, из них 6 в изданиях, входящих в перечень ВАК, из них 2 публикации в изданиях, соответствующих научной специальности 2.6.17 (К2).

Структура и объем работы. Диссертации состоит из введения, пяти глав, выводов и списка литературы из 185 наименований, изложена на 209 страницах и содержит 99 рисунков и 27 таблиц.

ГЛАВА 1. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ НАУЧНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РАЗРАБОТОК В ОБЛАСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ РАКЕТНО-КОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ

1.1 Особенности современных требований к материалам при проектировании ракетно-космической техники

При выборе материалов при проектировании деталей ракетно-космической техники учитываются условия работы отдельных частей и всей ракеты в целом. Условия работы характеризуются крайне высокими и низкими температурами, а также коррозионными воздействиями агрессивных топлив и газообразных продуктов сгорания [1].

Для увеличения массы транспортируемой полезной нагрузки при наименьшей затрате топлива масса конструкции ракет должна быть минимальной. Это предъявляет особые требования к материалам в отношении большей прочности и одновременно наименьшей плотности, и прогрессивным методам их обработки.

Кроме того, критически важными характеристиками для деталей ракетно-космической техники является коррозионная стойкость материала, предназначенного для изготовления емкостей и трубопроводов двигательной установки, достаточная вязкость, отсутствие хладноломкости, хорошие технологические свойства, не дефицитность и дешевизна.

В ракетно-космической технике можно выделить три основные конструктивные части: головную часть, топливные баки и приборные секции. Головная часть обычно представляет собой тонкостенную оболочку, которая работает на сжатие или растяжение. При выборе материала для головной части наиболее важной характеристикой является показатель удельной прочности материала. Топливные баки, которые также служат внешней несущей оболочкой ракеты, должны обладать большей удельной прочностью на растяжение,

коррозионной стойкостью и химической совместимостью с топливом. Приборные и хвостовые отсеки являются силовыми элементами корпуса ракеты и представляют собой оболочки, подкрепленные продольными и поперечными силовыми наборами. Они испытывают как сжатие, так и растяжение под действием продольных нагрузок, а также деформации изгиба и сдвига от сил, действующих перпендикулярно оси ракеты [2].

Указанные требования демонстрируют необходимость использования материалов с широким спектром как механических, так и физических свойств.

Алюминиевые сплавы, с момента первых разработок ракетно-космической техники и в настоящее время, являются основным конструкционным материалом. Объем применения составляет порядка 70% от общего количества используемых материалов [1].

Развитие ракетно-космической отрасли ставит множество задач перед металловедением алюминиевых сплавов. Технические требования, которые конструктор закладывает в чертежах на изделие, требуют разработки новых материалов и методов дальнейшей их обработки для формирования комплекса свойств.

В космической индустрии большое значение имеют ракеты-носители (РКН) легкого класса, поэтому их конструкция требует особого внимания. Обычно такие ракеты состоят из двух ступеней, соединенных по схеме "тандем" с поперечным делением ступеней (рисунок 1.1). Корпус ракеты включает в себя топливные и "сухие" отсеки, также соединяемые по схеме "тандем" [3]. На первой ступени бак окислителя расположен над баком горючего, а на второй ступени - наоборот. Топливные отсеки выполнены из сварных обечаяек, изготовленных из сплава АМгб в "вафельной" конструкции. Каждая обечайка состоит из двух полуобечаяек, соединенных двумя продольными сварными швами. Также наиболее нагруженный бак окислителя первой ступени РКН имеет типовую конструктивную схему, которая показана на рисунке 1.2.

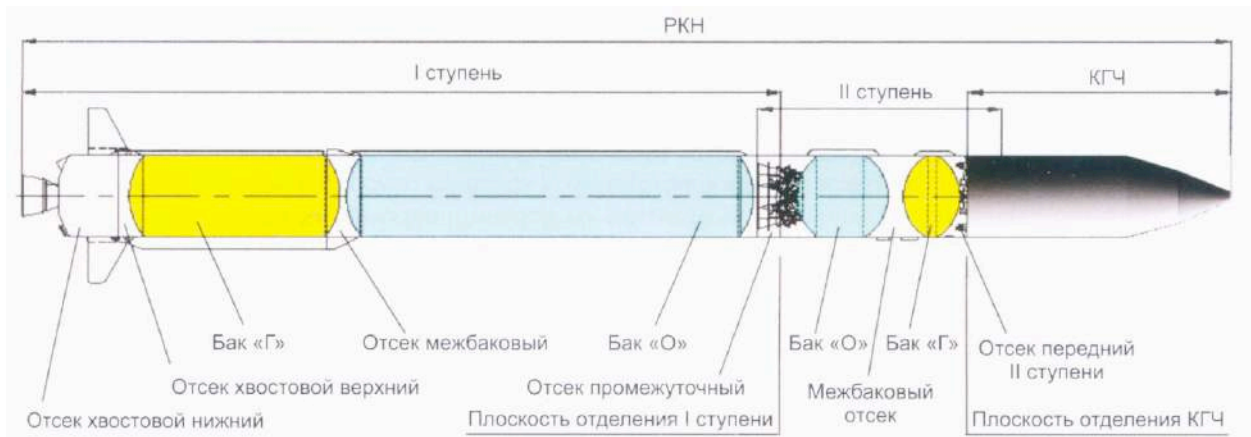


Рисунок 1.1 – Расположение отсеков ракеты-носителя легкого класса [3]. Бак «Г» - бак горючего, бак «О» - бак окислителя, КГЧ – космическая головная часть.

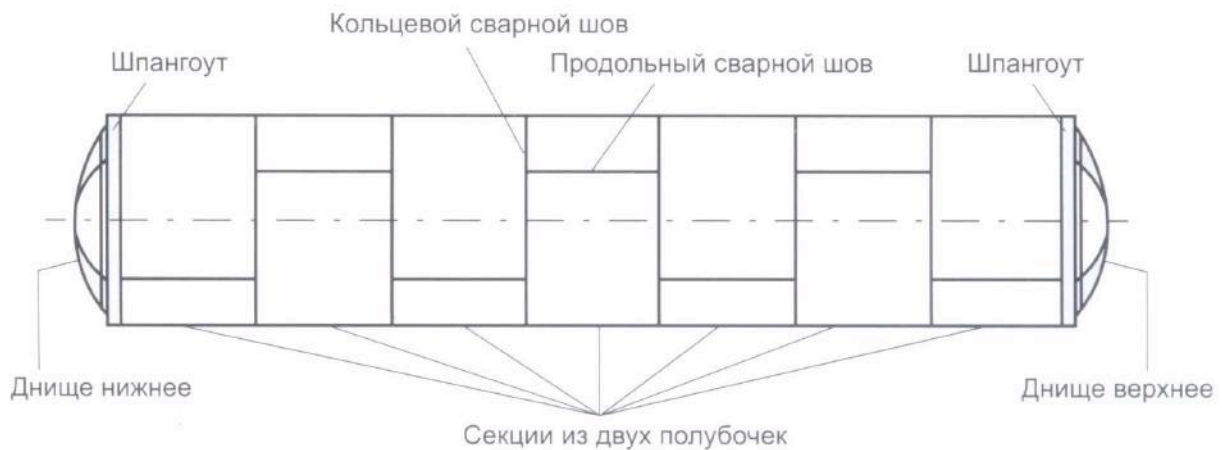


Рисунок 1.2 – Конструкция бака окислителя I ступени ракеты – носителя легкого класса [3]

Конструкция топливного отсека играет важную роль в обеспечении его устойчивости под действием осевой сжимающей силы. Несущая способность оболочек зависит от ряда технологических и конструктивных факторов, которые влияют на возникновение геометрических несовершенств формы оболочки — отклонений поверхности оболочки от теоретического контура. Характер и величина отклонений зависят от способа изготовления, используемого материала и конструктивных особенностей, таких как наличие отверстий, местных усилений, приварок элементов и соединений с шпангоутами. Наличие отклонений от теоретического контура может существенно снизить несущие свойства оболочек, работающих на устойчивость [3].

При изготовлении современных конструкций топливных отсеков необходимо соблюдать определенные стандарты. Допускаются отклонения от теоретического контура, которые не превышают половину толщины для гладких оболочек и половину приведенной изгибной толщины для вафельных оболочек. Это гарантирует, что конструкция будет обладать необходимой прочностью и устойчивостью.

В работе [3] описаны недостатки традиционной технологии сварки для изготовления ракетно-космической техники. В процессе соединения обечаек топливных баков РКТ с помощью традиционной технологии аргонно-дуговой сварки плавлением (АрДЭС) возникают осесимметричные отклонения формы цилиндрической обечайки в зонах кольцевых швов. Эти несовершенства являются результатом "утяжки" материала после соединения обечаек сваркой плавлением, что приводит к образованию гиперболической поверхности, направленной внутрь к продольной оси обечайки. Они снижают несущие свойства обечайки при работе на устойчивость, что требует учета при проектировании вафельной обечайки.

Новые конструкционные материалы, такие как алюминий-литиевые и алюминий-скандиевые сплавы, обладают лучшим комплексом механических, эксплуатационных и коррозионных характеристик, чем традиционные алюминиевые сплавы и полимерные композитные материалы [4]. Металлургическая промышленность в России освоила многие из этих сплавов и использует их в конструкциях авиационной и ракетной техники. Однако алюминий-скандиевые сплавы пока не получили широкого распространения при создании отечественных ракет-носителей (РН), в то время как зарубежные производители широко используют их для изготовления топливных отсеков РН. Например, внешний топливный бак многоразовой космической системы Space Shuttle изготавливался из сплава 2195, заменившего сплав 2219, с 1998 года. В настоящее время топливные баки горючего и окислителя первой и второй ступеней ракеты-носителя Falcon 9 компании SpaceX изготавливаются с использованием сварки трением с перемешиванием из сплава 2198 (российские сплавы этой группы — В-1461, В-1469 системы Al-Li) [5].

Применение этих материалов в сочетании с технологией СТП позволяет получить более легкие и прочные конструкции топливных отсеков, что критично для космических ракет. Конструкторы фирмы SpaceX используют оболочки для баков окислителя, расположенных над баками горючего, и усиливают их стрингерами и навесными шпангоутами [6]. Предварительные расчеты показывают, что при использовании в конструкции обечаек бака окислителя современных алюминиевые сплавы можно снизить массу обечайки бака на 25% [6].

Для реализации этого решения необходимо провести прочностной расчет конструкции и разработать новую конструкцию бака окислителя, отработать оптимальные режимы СТП новых конструкционных материалов на существующих установках сварки и отработать технологию неразрушающего контроля качества сварных швов.

Дополнительно обеспечить снижение массы баковой конструкции при применении СТП может быть достигнуто за счет применения сплошного вафельного подкрепления на всей внутренней поверхности обечаек после сборки бака, повышения несущей способности обечаек благодаря улучшенной геометрической форме и усовершенствования конструкции узлов крепления внутрибаковой и внешней арматуры и агрегатов [3].

1.2 Развитие научных идей и современные тенденции в области технологических воздействий при изготовлении ракетно-космической техники с применением алюминиевых сплавов

Впервые алюминий был получен Воллером, но лишь в очень малых количествах и в относительно загрязненном состоянии, так как техника того времени еще не была знакома с получением чистого металла. До исследований Сент-Клэр-Девилля, проведенных в 1853 г., алюминий не был достаточно хорошо изучен. Лишь благодаря названным исследованиям стали очевидны предполагаемые ценные свойства алюминия и были предложены средства для

промышленного производства его. В связи с высокой стоимостью алюминий имел ограниченное применение, и ограничивался, главным образом, ювелирным делом [7].

Открытый Эру в 1888 г. новый метод получения алюминия, основанного на электролизе глинозема, произвело революцию в промышленном производстве алюминия. В результате чего, удалось удешевить производство, цены на алюминий стали падать, и область применения его расширялась с невероятной быстротой [8,9].

Вместе с широким применением алюминия и его сплавов в промышленности, развивались и технологии их обработки, которые позволили упрочнять или наоборот смягчать материал, изменять электрические и коррозионные свойства сплавов, устранять напряжения, возникающие в отливках, достигать стабилизации линейных размеров.

Проведенные в 20х годах предыдущего века эксперименты по улучшению свойств алюминиевых сплавов установили, что сочетание деформационной и термической обработки позволяют добиваться повышения прочности более чем в два раза, сочетая ковку и полную термообработку, при этом относительное удлинения материала остается неизменным, свидетельствуя о сохранении высокой пластичности. Дальнейшее повышение прочности было достигнуто путем холодной обработки материала, прошедшего полную термообработку.

Существенный прогресс в развитии алюминиевых сплавов произошел во многом благодаря развитию металлографии, термическому анализу, изучению кристаллической решетки при помощи рентгеновской дифракции, изучению электросопротивления, дилатометрическим испытаниям.

Развитие научных идей в области прогрессивных процессов обработки алюминиевых сплавов позволило названным материалам конкурировать с кованными и литыми латунями, и бронзами, которые, по крайней мере, в три раза тяжелее алюминиевых сплавов. Именно сочетание механических свойств и низкого удельного веса позволило алюминиевым сплавам стать основным конструкционным материалом в деталях ракетно-космической техники.

В самолетостроении алюминий как конструкционный материал, заменивший холст и дерево, был впервые применен в 1916 г. во Франции при создании самолетов «Бреге». Несущие поверхности, части фюзеляжа этих самолетов были изготовлены из листового алюминия и дуралюмина. Французские конструкторы добились значительных результатов в использовании алюминия в моторостроении. Уже в 1917 г. почти все французские самолеты имели моторы с алюминиевыми поршнями [10].

К 1925 г. 10% массы типового самолета приходилось на алюминиевые сплавы. Эта цифра непрерывно росла по мере совершенствования авиационной техники и развития технологий обработки. Из алюминия и его сплавов стали изготавливать не только корпуса и моторы самолетов, но также колеса, лыжи, поплавки гидросамолетов, пропеллеры, авиаприборы и др.

Алюминию старались обеспечить должное место среди конструкционных материалов, об этом свидетельствует тот факт, что уже в 1915 г. было известно до 200 случаев применения алюминия; в 1919 г. эта цифра удвоилась, и в дальнейшем число отраслей техники, применявших алюминий, непрерывно возрастало.

Большой научный прогресс в области металлургии алюминия был во многом обусловлен потребностью в легких сплавах с высокими прочностными характеристиками в авиационном машиностроении. Выделения больших ассигнований оборонным ведомством позволили совершить техническое перевооружение производства и сформировать исследовательские лаборатории. К решению поставленных задач привлекались высшие учебные заведения: МВТУ, ЦАГИ. В 1932 г. был создан Всесоюзный научно-исследовательский институт авиационных материалов [10].

Проблема соотношения массы и прочности материала играет особенно большую роль в космическом материаловедении. Чем выше весовая отдача материала, тем легче и дешевле космический аппарат и ракетная система для его запуска на орбиту [11]. Первым легким материалом, использованным для космических аппаратов, был алюминий. Стали применяться высокопрочные сплавы алюминия, предел прочности которых составляет 390-690 МПа (вместо 60

МПа для чистого алюминия). Такой сплав, в частности, был применен в первом советском искусственном спутнике Земли, запущенном на орбиту 4 октября 1957 года [10].

Проблема создания новых сплавов и стремление повысить прочностные свойства уже известных сплавов находились всегда в центре внимания ученых и специалистов-металлургов. Большое значение имела разработка высокоэффективных многокомпонентных алюминиевых сплавов – тройных, четверных и более сложных систем.

Мощный научно-технический прорыв связан с разработкой ракет-носителей сверхтяжелого класса. Особый интерес представляют научные идеи в области материаловедения алюминиевых сплавов. В первой ступени ракеты – носителя «Сатурн V» для баков топлива и окислителя используется термически обрабатываемый сплав 2219 в состоянии T87. Этот сплав имеет меньшую прочность, но лучшую свариваемость, чем сплав 2014-T6 [12].

Высокопрочные сплавы 7001-T6, 7075-T6 и 7178-T6 плохо свариваются, поэтому их не используют для этих целей. Стенки баков большинства жидкотопливных ракет выполнены из крупногабаритных алюминиевых плит, в которых с помощью методов механической обработки вырезаны ребра жесткости. Например, для стенок баков ступени S-IC ракеты «Сатурн V» использованы плиты из сплава 2219-T87 толщиной 57 мм, шириной 3,3 м и длиной 8,2 м. Обребренные сегменты, полученные из плит механической обработкой, подвергали формованию, совмещенному со старением для получения стенки бака в состоянии T87 [13].

Днища таких крупногабаритных баков получают из плит сплава 2219-T37 толщиной 6,3-12,7 мм, подвергаемых механической обработке для получения окончательных размеров. Боковые стенки и днища баков соединяют с помощью Y-образной детали, вырезанной из кольца диаметром 10м сплава 2219-T851. Детали негерметических узлов жидкотопливных баллистических ракет и стартовых ускорителей изготавливают из высокопрочных термически обрабатываемых алюминиевых сплавов 7075-T6, 7079-T6, 7178-T6 [14,15,16].

В процессе реализации проектов Лунной программы и многоразового космического корабля были освоены и применены новые материалы и эффективные технологии производства сырья, различных полуфабрикатов, деталей РКТ. Так впервые был получен и успешно применен алюминиевый термоупрочняемый сплав 1201, не теряющий своих свойств в криогенных условиях. Было использовано свыше шестисот технических новшеств, а также получен опыт по изготовлению сверхтяжелых ракет [17].

Все каркасные отсеки РН «Энергия» имели клепаную конструкцию, состояли из шести секций каждая и изготавливались из алюминиевых сплавов Д16т, В95, АК6. Материалом для баков был выбран сплав АМг6. На нижнем днище располагались кронштейны, которыми баки крепились к каркасным конструкциям: бак окислителя с помощью термомостов к силовому кольцу, бак горючего к межбаковому отсеку.

В заготовительно-штамповочном производстве были освоены технологии изготовления деталей:

- из нового сплава 1201 с повышенными механическими характеристиками по сравнению с ранее применяемым сплавом АМг6;
- с использованием высокоскоростного метода обработки материалов давлением импульсного магнитного поля (МИОМ);
- из несимметричного профиля сплава В95Т1 на существующем профилегибочном станке ПГ – 5А с последующей ручной доводкой.

В металлургическом производстве освоены технологии литья алюминиевых сплавов, штамповки иковки и обеспечено изготовление высококачественных заготовок для изделий, эксплуатируемых при высоких и криогенных температурах. Освоенная технология приготовления модифицированных лигатур и плавки алюминиевых сплавов позволила при минимальном расходе модификатора получать мелкозернистую структуру металла с повышенными значениями механических свойств. Минимизация веса заготовок и, как следствие, уменьшение трудоёмкости последующей механической обработки, - основная задача металлургического производства. В этом направлении были освоены технологии

машинной раскатки колец из алюминиевых сплавов, диаметром от 250 до 600 мм и высотой до 130 мм; изготовление штампованных поковок из алюминиевых сплавов с заданным направлением волокна и величиной зерна в зоне свариваемых кромок на длине не менее 100 мм. В конструкции «Энергии» были применены материалы, которые отвечали требованиям работы в самых тяжелых условиях. Для баковых конструкций был применен алюминиевый сплав 1201, надежно работавший при криогенных температурах. Опыта работы с этим сплавом не было, предстояло выяснить все технологические особенности при обработке давлением, термической обработке и сварке. Высокие требования к чистоте сплава, работающего при криогенных температурах, и необходимость обеспечения герметичности определили направление совершенствования технологии на металлургическом заводе: подбор соответствующих футеровочных материалов, отработка режимов плавки и разлива сплава. Все случаи брака исследовались совместно с куйбышевским металлургическим заводом выдавались предложения по устранению замечаний [18].

Так как сплав 1201 термически упрочняемый, были проведены производственно-исследовательские работы по отработке режимов термообработки для различных технологических переходов: листовая штамповка, доводка, горячая штамповка, окончательная упрочняющая термообработка [19].

По результатам проведенных работ был успешно защищен целый ряд кандидатских и докторских диссертаций, главная особенность которых в том, что все они были внедрены в производство на заводе «Прогресс». Многие работы защищены авторскими свидетельствами и патентами. Всего разработчиками и изготовителями РН «Энергия» оформлено более 350 изобретений. С помощью новейшего РН стало возможным создание универсальных космических платформ массой 18-22 тонн на геостационарной орбите. Использование отработанной схемы построения ракеты носителя позволяло варьировать количеством боковых блоков от двух до восьми, тем самым обеспечивая выведение полезной нагрузки на опорную орбиту от 35 до 200 тонн с применением экологически чистых компонентов топлива [19].

Анализ тенденций в проектировании перспективной ракетно-космической техники показывает, что наибольшее влияние на развитие космической деятельности оказывают цифровизация промышленности, искусственный интеллект, создание новых материалов с улучшенными свойствами, а также роботизация производства. Примером успешного освоения и внедрения новых технологий для создания более совершенных конструкций РКТ являются такие компании как SpaceX и Launcher, которые применили в своих разработках аддитивное производство и новые алюминиевые сплавы. [20].

В настоящее время перспективной задачей для повышения эффективности конструкций ракет-носителей является использование новых конструкционных материалов, таких как алюминий-литиевые и алюминий-скандиевые сплавы, которые обладают лучшими механическими, эксплуатационными и коррозионными характеристиками по сравнению с традиционными алюминиевыми сплавами и полимерными композитными материалами [20]. Применение новых конструкционных материалов в сочетании с технологией сварки трением с перемешиванием позволяет получить более легкие и прочные конструкции топливных отсеков, что особенно важно для космических ракет.

Для реализации этого решения необходимо провести исследования свойств перспективных алюминиевых сплавов в условиях реальной эксплуатации, отработать оптимальные режимы СТП новых конструкционных материалов на существующих установках сварки и отработать технологию неразрушающего контроля качества сварных швов.

В источниках [3,6,20] отмечается, что развитие мировой конкуренции в области космической деятельности требует широкого внедрения способов оптимизации технологических процессов и повышения эффективности изготовления сложных изделий, таких как средства выведения и космические аппараты. Однако, в отечественной ракетно-космической промышленности имеются системные проблемы, связанные с отсутствием единой политики в области управления развитием конкурентоспособности производственной

системы, что приводит к снижению уровня качества и конкурентоспособности изделий.

На основании приведенных данных можно констатировать, что отрасль космического машиностроения западных стран в настоящее время активно проводит отработку новых технологий изготовления ракетно-космической техники из новых материалов, что определяют конструкторские и технические решения, связанные с производством перспективной ракетно-космической техники. В этих условиях крайне важным является развивать прогрессивные технологии и методы в отечественной космической промышленности, чтобы обеспечить возможность конкуренции и реализации собственной космической программы на высоком уровне.

В последнее время все чаще упоминается понятие «новый технологический уклад» [21,22], но при этом авторы [23] обращают внимание, что не учитывается состояние реального производства, производственной базы, системы подготовки кадров и технологического обеспечения. Игнорирование этих факторов может привести к потере базиса, на котором формировались уже существующие технологические уклады, обеспечивающие существование современного производства. Это особенно актуально для производственных и технологических ресурсов, используемых для изготовления РКТ.

Анализ процессов развития любого устоявшегося вида современной техники как целевой функции технической и производственной системы показывает ступенчатость ее развития, стадии которого от момента замысла до прекращения производства и утилизации описываются S-образной кривой [23]. Пример устойчивой системы со сменяющимися друг друга кривыми развития представлен на рисунке 1.3.



Рисунок 1.3 – Пошаговое развитие производственной системы [23]

С каждым S-шагом развития системы, одновременно с износом оборудования, прогрессирующими темпами происходит истощение кадрового ресурса, который со временем уже не может поддержать существование необходимого для изготовления продукции технологического и производственного базиса. Тогда даже незначительное конструктивное изменение или повышение объемов производства продукции в расчете на особый период приводят производство в ступор. Поэтому необходимо совершенствовать базовые технологии с использованием новых инженерных инструментов, чтобы поддерживать и развивать имеющиеся производственные мощности.

Для достижения заданного уровня критических показателей применяют методы одно- и многокритериальной оптимизации, основанные на теории игр и статистических решениях, динамическом и линейном программировании, экспертных методах нечеткой логики и других. Экстремумы выбранных для тех или иных деталей показателей позволяют определить приоритетные технологии их изготовления. Многокритериальная оптимизация технологических процессов может быть проведена по логике рекуррентных (направленных) искусственных нейронных сетей. При этом циклические расчеты с использованием результатов проведенных вычислений методом минимакса обеспечивают приближенное значение целевого параметра с заданной вероятностью. При этом приближение к оптимальному решению происходит по мере ужесточения критических

параметров, которые могут быть как комплексными, так и симплексными. Схема решения критериальной технологической задачи представлена на рисунке 1.4.



Рисунок 1.4 – Схема решения оптимизационной критериальной технологической задачи [23]

Важно, что выявленные в процессе исследования режимов технологических воздействий зависимости являются универсальными, и использование описанных принципов позволяет находить технологические решения, позволяющие обеспечить заданный уровень целевых параметров, либо параметров, признанных критическими. Знание и умение управлять происходящими в металлическом материале процессами позволяет эффективно решать критически важные для тех или иных деталей задачи, используя схожие технологические решения. При всей простоте и дешевизне, критериальная оптимизация базовых технологических воздействий позволяет обеспечить соответствие получаемых деталей заданным целевым параметрам. При этом обеспечивается новый уровень качества и надежности дорогостоящих изделий ответственного и особо ответственного назначения.

Ступенчатость развития производственных систем делает их чувствительными к поддержанию ранее созданных промышленных мощностей и технологий. Недостаточные усилия по поддержанию и развитию имеющегося производственного базиса не могут обеспечить технологический переход к освоению производства изделий нового технологического уклада.

В работах [24,25] отмечается, что в процессе изготовления РКТ применяется большое количество составных частей, в которых используется широкая

номенклатура материалов и покупных комплектующих изделий (ПКИ). Обеспечение качества конечных изделий РКТ существенно зависит от качества примененных материалов, полуфабрикатов и ПКИ. Поэтому проводится входной контроль поставляемой продукции и формируются оптимальные требования к материалу при изготовлении РКТ для выявления поставляемой некачественной продукции и исключения ее применения в процессе производства. Указанные мероприятия проводятся для обеспечения качества выпускаемой продукции предприятиями ракетно-космической промышленности.

Проблема выполнения сварных соединений в конструкциях из сплава АД31 (Al-Mg-Si) рассмотрена в работах [26-28]. В статье [29] показано, что алюминиевый термоупрочняемый сплав АД31 системы Al – Mg – Si является широко распространенным конструкционным материалом, применяемым в различных областях промышленного производства благодаря достаточно удовлетворительным прочностным характеристикам, коррозионной стойкости, высокой пластичности в отожженном состоянии. Изделия из сплава АД31 свариваются дуговой аргоновой сваркой, что позволяет изготавливать цельноалюминиевые конструкции различной степени сложности.

Показано [29], что термоупрочняемые алюминиевые сплавы системы Al – Mg – Si характеризуются значительным снижением прочности сварного соединения по отношению к первоначальной прочности материала. Проведение полной термической обработки, включающей закалку и искусственное старение, возвращает прочностные характеристики к исходным значениям.

Полученные результаты [26-29] позволили оптимизировать процесс сварки трением с перемешиванием при серийном производстве конструкций из алюминиевого сплава АД31. Показана проблематичность восстановления прочностных свойств сварного соединения до уровня основного металла путем проведения искусственного старения.

Получение заготовок методом литья находит широкое применение в ракетно-космической отрасли [30]. Алюминий – легкий конструкционный материал с удельной прочностью, сравнимой со сталями. Он широко используется благодаря

своей технологичности и доступной стоимости. Среди алюминиевых сплавов наибольшее распространение получили силумины (Al-Si, Al-Si-Mg и Al-Si-Cu-Mg), магналии (Al-Mg и Al-Mg-Si) и сплавы системы Al-Cu-Mn. Однако, в их немодифицированном состоянии зерно имеет крупную или пластинчатую морфологию, что снижает механические свойства [31].

Рассмотрены два основных способа измельчения зерна в алюминиевых сплавах - физическое воздействие на расплав и введение модификатора. Физические методы, такие как ультразвук и кристаллизация под избыточным давлением, требуют специального оборудования и сложной масштабируемости процесса. В данных статьях [32-34] рассмотрено введение модификаторов без использования дорогостоящего или узкоспециализированного оборудования.

Традиционные модификаторы разделяют на два рода - модифицирование тугоплавкими частицами (инокуляция) и модифицирование поверхностно-активными элементами (лимитация). Модификаторы первого рода образуют высокодисперсную коллоидно-дисперсную взвесь в расплаве и увеличивают число центров кристаллизации. Они должны быть тугоплавкими, не взаимодействовать химически с расплавом и изоморфными с кристаллами расплава. Модификаторы второго рода адсорбируются на границах зародившегося кристалла и снижают скорость его роста, что приводит к более мелкозернистой структуре.

В виду широкого распространения силуминов в различных областях промышленности разработано большое количество модификаторов для них. Однако, поиски оптимальных решений для производства продолжаются. Исследования показали, что добавление натрия и стронция в алюминиевые сплавы улучшает их механические свойства, однако также может привести к образованию пор. Модификация сплавов стронцием показала лучшие результаты в сопротивлении усталости и пределах пластичности, но снижает предел прочности. Критический размер эвтектических частиц для зарождения трещин составляет примерно 25-50 мкм [35].

Одной из теорий, объясняющих измельчение эвтектического кремния добавками натрийсодержащих модификаторов, является теория переохлаждения, а

также существуют адсорбционная и коллоидная теории. Однако ни одна из этих теорий не в состоянии обобщить все наблюдаемые процессы в расплаве.

В статьях и исследованиях отмечается, что модификация сплавов алюминия с кремнием позволяет достичь более тонкой волокнистой и мелкозернистой структуры, что положительно сказывается на механических свойствах. Однако, поиск оптимальных решений для производства продолжается, так как добавление модификаторов может приводить к образованию пор и снижению предела прочности. Исследования также показали, что модификация сплавов стронцием улучшает сопротивление усталости и пределы пластичности, но снижает предел прочности.

В работе [35] было изучено влияние способа литья и модифицирования на механические свойства и коррозионное поведение силуминов. Для этого были проведены электрохимические испытания потенциодинамической поляризации и спектроскопии сопротивления переменного тока. Целью было сравнение коррозионных свойств немодифицированного и модифицированного стронцием сплава А356, который подвергался как литью под давлением, так и литью в песчаные формы.

В результате исследования было выявлено, что немодифицированный сплав А356 имеет дендритную структуру алюминия с грубой игольчатой фазой кремния. Эта структура более выражена в образцах, отлитых в песчаную форму, чем в образцах, отлитых под давлением. Также было обнаружено, что добавление стронция меняет форму игольчатой фазы кремния на волокнистую. Этот эффект проявляется при обоих процессах литья. Независимо от содержания стронция, все микроструктуры имеют схожий вид. Однако, при длительной разливке предпочтительнее использовать содержание стронция в количестве 0,025% (по массе) из-за возможного выгорания данного элемента.

Исследование также выявило, что в эвтектической области коррозия сплава А356 происходит в основном вокруг частиц кремния. Формирование защитного оксидного слоя зависит от формы этих частиц. Огрубление частиц кремния затрудняет рост защитной оксидной пленки, в то время как модификация

структуры кремния делает ее мелкозернистой и способствует росту защитной оксидной пленки. Это положительно влияет на коррозионную стойкость сплава.

Выбор стронция в качестве модификатора обусловлен его способностью снизить эвтектическую температуру сплава, что повышает его жидкотекучесть. Полученная микроструктура содержит более мелкие фазы кремния, что также улучшает механические свойства сплава.

В работе [34] было описано модифицирование силумина А356 с высоким содержанием железа. Определено, что содержание ванадия не оказывает явного влияния на размер зерна α -Al в сплаве А356 с высоким содержанием железа. Оптимальное содержание ванадия в количестве 0,8% (по массе) благоприятно влияет на улучшение механических свойств сплава путем образования фаз типа "китайский шрифт", уменьшения игольчатых фаз β -Fe (Al_5FeSi) и снижения пористости.

Избыточное количество ванадия, напротив, ухудшает механические свойства сплавов, приводя к образованию фазы VSi_2 , интерметаллидов большого размера, богатых железом, и увеличению пористости.

В других исследованиях [31-35] было изучено влияние редкоземельных металлов (РЗМ) на сплавы. В статье [35] авторы изучали влияние европия (Eu) и иттербия (Yb) на микроструктуру модельного сплава состава Al-5 % (по массе) Si. Содержание указанных элементов в данном сплаве составляло 0,05 и 0,61 % (по массе) соответственно. Определено, что Eu превращает Si в кораллоподобную структуру, а Yb – нет. Результаты атомно-зондовой томографии показали, что Eu присутствует в фазе Si в форме кластеров тройного соединения Al_2Si_2Eu , а Yb отсутствует в фазе Si. Это свидетельствует о том, что наличие кластеров тройных соединений внутри кремния является необходимым условием формирования кораллоподобной структуры. Иттербий же присутствует как тройное соединение Al_2Si_2Yb в виде пластинчатой фазы, а соединение Al_2Si_2Eu в сплаве представляет собой более компактные формы.

1.3 Перспективы применения алюминиевых сплавов, легированных редкоземельными металлами, в конструкциях ракетно-космической техники

Развитие ракетно-космической отрасли ставит множество задач перед металловедением алюминиевых сплавов. Технические требования, которые конструктор закладывает в чертежах на изделие, требуют разработки новых материалов, и дальнейшей их обработки для формирования комплекса свойств.

Для решения актуальных задач РКТ в части повышения эксплуатационных характеристик (прочностных, ресурсных, коррозионных) требуется улучшение удельных прочностных характеристик конструкционных материалов.

Одним из перспективных направлений в металловедении алюминиевых сплавов является микролегирование редкоземельными металлами (РЗМ), что позволяет значительно изменять структуру и свойства алюминия, оказывая модифицирующее действие, и кроме того, влиять на температурный уровень рекристаллизации [36].

К РЗМ и лантаноидам относятся лантан и следующие за ним 14 элементов до лютеция. Среди них церий, самарий, гадолиний, диспрозий, эрбий. По своим свойствам к ним примыкают и переходные металлы III группы – скандий и иттрий [37].

Однако воздействие РЗМ на структуру и свойства алюминия и алюминиевых сплавов изучено недостаточно.

В качестве основных механизмов воздействия РЗМ на металлы выделяют эффекты: модифицирование, рафинирование от примесей неметаллов, улучшение структуры поверхностной окисной пленки, изменение механизма пластической деформации в благоприятную сторону, повышение температуры рекристаллизации, механическое упрочнения добавками РЗМ при обычных и высоких температурах, эффективное влияние на процесс сварки и качество сварного шва, как за счет модифицирующего действия, так и раскисления [38-40].

Получение положительных результатов часто зависит от количества введенных РЗМ и технологии. В свою очередь необходимое, научно-обоснованное количество РЗМ, можно почерпнуть из диаграмм состояния.

Анализ работ по влиянию добавок РЗМ на алюминий и алюминиевые сплавы доказывает, что микролегирование улучшает макро- и микроструктуры, а большие добавки в свою очередь формируют эвтектику, перспективную для сплавов направленной кристаллизации. Микролегирование позволяет улучшить механические характеристики, жаростойкость, коррозионную и усталостную прочность сплавов. Для термически не упрочняемого сплава 01570, легированного скандием и цирконием, отмечает эффект формирования полигонизированной структуры, что формирует повышенные прочностные свойства [41].

Для Gd, Y, Sc, Ce, Er, Sm, Dy отмечается повышение температуры начала и конца рекристаллизации алюминия, La же в свою очередь снижает температуру. Выраженный эффект измельчения зерна можно отметить для Sc, Er, Sm при содержании 0,5%. Церий, диспрозий, иттрий в количестве 1% также измельчают зерно до 30-50 мкм.

В зависимости от микродобавок элементов РЗМ наблюдается увеличение твердости в 1,5 – 2 раза, наибольший упрочняющий эффект отмечается для скандия - твердость может увеличиваться 3 раза при содержании 0,5% [42].

Следует также отметить скандий как очень эффективный модификатор алюминия, именно добавка этого элемента позволяет значительно улучшать механические свойства. При 0,5% Sc предел прочности увеличивается в 1,5 раза, предел текучести в 2 раза, а относительное удлинение может составлять до 15% [42]. Аналогичные результаты, а также повышение коррозионных свойств получены при легировании церием.

Иттрий, согласно различным источникам, дает противоречивые результаты, так, например, сплавы системы Al-Mg-Zn показывают прочностные характеристики на 25% ниже при добавлении Y [40].

Таким образом, из многочисленных источников следует, что микролегирование РЗМ алюминиевых сплавов благоприятно влияет на многие

свойства материала и перспективно для улучшения технологических и эксплуатационных характеристик изделий ракетно-космической техники. При этом скандий можно назвать самым эффективным элементом, препятствующим процессу рекристаллизации, что открывает широкие технологические возможности для получения деталей с улучшенными свойствами по сравнению с классическими применяемыми алюминиевыми сплавами. Учитывая, что запасы скандия в России, непрерывно возобновляются и практически неограниченны, появляются технологии добычи скандия и получение лигатуры Al-Sc, на сегодняшний день наблюдается тенденция снижения цен на эти лигатуры [43].

Вышеизложенное позволяет утверждать, что алюминиевые сплавы экономнолегированные скандием, в ближайшей перспективе могут активно применяться в конструкциях РКТ, что позволит, благодаря уникальным сочетаниям свойств, создавать принципиально новые узлы и изделия.

Скандий, как легирующий элемент, находит широкое применение в сплавах системы Al-Mg, данная идея была впервые запатентована в США в 1971 году [44]. Отечественные сплавы системы Al-Mg-Sc были также разработаны в 70-х годах двадцатого века в двух организациях: ИМЕТ (М.Е. Дриц) и в ЦНИИ КМ «Прометей» (В.И. Елагин) [46, 48].

Механизмы влияния скандия на механические свойства в Al-Mg сплавах описаны в работах [46-48]. Скандий является эффективным модификатором литой структуры, что позволяет получать слитки с недентритной мелкозернистой структурой. Такая структура повышает технологическую пластичность материала при дальнейшей обработке и уменьшает склонность к трещинообразованию при литье.

Кроме того, добавка скандия в Al-Mg сплавы приводит к образованию большого количества дисперсных Al_3Sc частиц, которые являются эффективными препятствиями для движения границ зерен при рекристаллизации. Это способствует подавлению рекристаллизации (рисунок 1.5) и повышению механических свойств материала. Температура рекристаллизации

холоднодеформированных полуфабрикатов алюминиевых сплавов также повышается при добавке скандия [49].

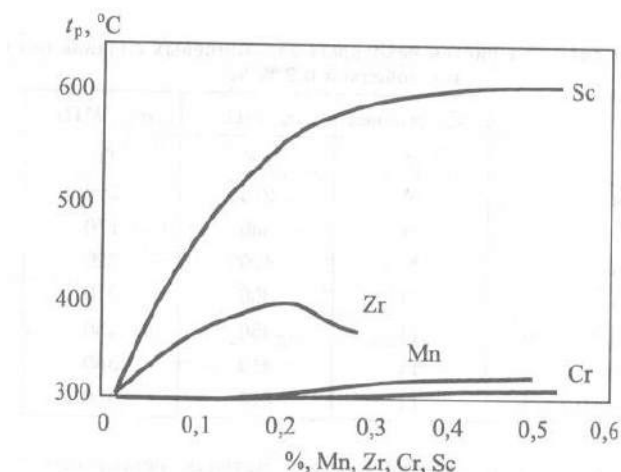


Рисунок 1.5 – Зависимость температуры рекристаллизации листов из сплавов Al - указанный переходный металл [49]

В работах [40,41] приведены результаты исследований, в которых отмечено, что скандий входит в твердый раствор, который сохраняется до комнатной температуры. При кристаллизации могут наблюдаться выделения первичных частиц Al_3Sc . При нагревах, связанных с технологией получения полуфабрикатов, происходит распад пересыщенного твердого раствора скандия в алюминии с образованием вторичной частиц фазы Al_3Sc . Данная фаза когерентна с матрицей, что обуславливает образование на начальных стадиях распада дисперсных (2-10 нм), полностью когерентных выделений. Вторичные частицы этой фазы играют решающую роль в определении структуры и свойствах деформированных полуфабрикатов, а первичные формируют структуру слитков. Согласно [44], максимальное упрочнение сплавов системы Al-Sc достигается при нагреве в интервале температур 250-350°C, более высокие температуры приводят к коагуляции фазы Al_3Sc и разупрочнению. Также в этой работе отмечено, что наиболее перспективны добавки скандия в алюминиевые сплавы, где основным легирующим элементом является Mg, т.к. эти два элемента не образуют химических соединений, что дает возможность добиться сразу двух видов упрочнения - твердорастворного и дисперсного. Al-Mg не требуют высокотемпературной упрочняющей термообработки и весь процесс изготовления

деформированного полуфабриката можно осуществить при температурах не выше 400°C, т.е. избегая коагуляции дисперсных частиц.

Для замедления процесса распада твердого раствора скандия в алюминии и замедлению коагуляции продуктов распада, в сплавы также вводят цирконий [50-53]. Входя в состав упрочняющей фазы, он приводит к замедлению процесса распада твердого раствора скандия в алюминии и замедлению коагуляции продуктов распада. В присутствии циркония допустимы более высокотемпературные нагревы при переработке слитка в деформированный полуфабрикат. Содержание циркония в промышленных сплавах со скандием обычно составляет 0,07-0,12 %.

Добавление небольших количеств переходных металлов, таких как Ti, Mo, Nb, Ta, Hf в Al_3Sc фазу может способствовать замене до 5% скандия. Однако, по сравнению со стабилизирующим действием циркония, который может замещать до 35% Sc и образовывать $Al_3(Sc,Zr)$ фазу, эффект от этих микродобавок незначителен [52,54].

В настоящее время существует большая группа Al-Mg-Sc сплавов. Например, сплав 01570, который используется в космической отрасли, имеет предел текучести на 60% выше, чем у сплава АМг6 [47,52,53]. Сплав 05145К был разработан специально для работы в области криогенных температур, в частности для -253°C [52,62]. Он предназначен для изготовления баков для хранения и транспортировки жидкого водорода и замены сплава АА2019 (1201 в русской классификации). Сплав 01515, содержащий 1% Mg [63], является самым низколегированным в этой группе сплавов и обладает высокой теплопроводностью.

Сплав 1575 был разработан для замены АМг6 в судостроении и имеет более высокие прочностные показатели. При комнатной температуре его пределы текучести и прочности на 20% и 75%, соответственно, выше, чем у сплава АМг6 [52,53].

Аналогами сплавов Al-Mg-Sc в зарубежной промышленности являются сплавы серии 5XXX, такие как АА5083 и АА5182. Они широко используются для

изготовления обшивки криогенных емкостей танкеров, предназначенных для перевозки сжиженного природного газа при рабочей температуре -162°C [52,54].

В системе Al-Mg добавка скандия в количестве до 0,3 % повышает предел текучести на 120% (рисунок 1.6). Сдерживающим фактором для применения является высокая стоимость лигатуры Al-Sc [55].



Рисунок 1.6 – Влияние малых добавок Sc на предел текучести алюминиевых сплавов [55]

Для оценки целесообразности использования сплава в силовых корпусных деталях изделий АО «Корпорация «МИТ» проведена оценка технологичности деформируемых полуфабрикатов из сплава 1580. Объектами исследования стали листы толщиной 1, 2,5 и 4,5 мм, а также поковки сложнойковки $d=530$ мм, $h=130$ мм [55].

Сравнительный анализ механических характеристик листового материала показал, что сплав 1580 по прочностным характеристикам не уступает сплавам Д16, 1201 и 1420, при этом обладает высокой пластичностью и ударной вязкостью.

Для исследования возможностей пластического формообразования листового материала из сплава Al-Mg-Sc проводились испытания на вытяжку, отбортовку отверстий и гибку.

По результатам испытаний на формообразование - сплав Al-Mg-Sc (1580) превосходит сплавы марок Д16, 1201, 1420 (рисунок 1.7).

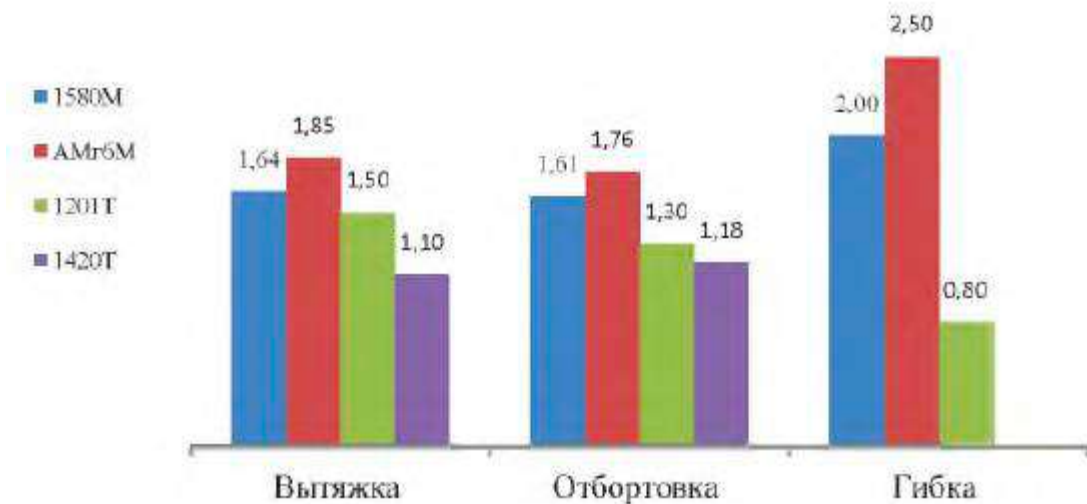


Рисунок 1.7 – Рабочие коэффициенты при пластическом формообразовании листового материала [55]

Также в работе [55] приведены результаты отработки технологии электронно-лучевой сварки и аргонодуговой сварки. Коэффициент снижения прочностисварного соединения для сплава 1580 составляет 0,9 (таблица 1.1).

Таблица 1.1 – Коэффициент прочности сварного соединения при аргонодуговой сварке [65].

Марка сплава	1580	AMr6	1201	1420
$\sigma_{в св} / \sigma_{в}$	0,9	0,9	0,6	0,8

Исходя из проведенного анализа можно сделать следующие выводы относительно перспектив применения сплавов, экономно легированных скандием для деталей РКТ:

1. Деформируемые полуфабрикаты из сплава Al-Mg-Sc обладают высокой технологичностью при механической обработке, формообразовании и сварке плавлением.

2. Изготовлены опытные детали из сплава Al-Mg-Sc. Вибропрочность деталей в составе сборочной единицы при наземной эксплуатации изделия проверена и удовлетворяет требованиям норм прочности.

3. Внедрение конструкций из сплава Al-Mg-Sc позволит снизить массу детали и сократить трудоемкость изготовления.

4. В перспективе при увеличении объемов потребления ожидается заметное снижение стоимости полуфабрикатов из сплава Al-Mg-Sc, что позволит снизить стоимость детали.

Авторами [55] отмечается, что актуальными задачами по внедрению перспективных алюминиевых сплавов для деталей РКТ является исследование их коррозионной стойкости, возможности их работы при температуре жидкого кислорода, их технологичность при сварке трением с перемешиванием.

1.4 Перспективы применения сварки трением с перемешиванием для изготовления ракетно-космической техники

Одной из прорывных промышленных технологий, позволяющих обеспечить разработку принципиально новых образцов ракетно-космической техники – является технология сварки трением с перемешиванием баковых конструкций ракет-носителей и оболочек космической техники [57,58].

СТП или FSW – friction stir welding, относится к твердофазным способам образования соединений материалов с использованием трения. Сварка трением вращающимся инструментом была изобретена в СССР в 1965 г. Клименко Ю.В (приоритет от 09.11.65г. по авторскому свидетельству № 195846 [70]). В 1991г. СТП была запатентована TheWeldingInstitutein UK (TWI) (Великобритания) [59] (рисунок 1.8).

Метод СТП имеет явные преимущества по сравнению с другими видами сварки по показателям статической и усталостной прочности соединения, коррозионной стойкости, уровню сварочных деформаций, трудоемкости, энергоемкости и экологической безопасности. При обеспечении оптимальных режимов СТП - основные механические характеристики сварного соединения (статическая прочность при растяжении и изгибе, относительное удлинение, ударная вязкость, усталостная прочность и пр.) могут находиться на уровне соответствующих характеристик основного материала свариваемых деталей [61-66].

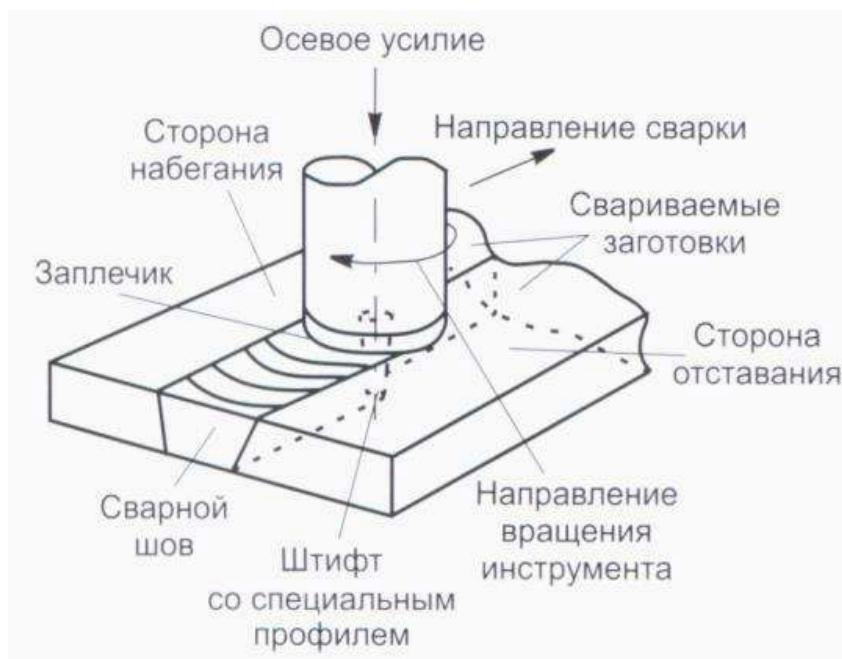


Рисунок 1.8 - Технологическая схема сварки трением с перемешиванием для выполнения стыковых соединений алюминиевых сплавов [60]

Высокий уровень механических характеристик соединений, полученных СТП, возможность соединения трудносвариваемых или вовсе не свариваемых другими способами разнородных материалов, на основе все возрастающей возможности глубокой роботизации и цифровизации машиностроительных технологий уже обеспечивает приоритет промышленного применения данного процесса сварки. В настоящее время применительно к сложным пространственным конструкциям РКТ технологии СТП развиваются на основе достижений точной механики, сенсорики, цифровой техники и роботизированного станкостроения. Эти прикладные направления науки позволяют на базе многокоординатных фрезерных машин создавать установки СТП для сварки баков и переходных отсеков ракет-носителей, разгонных блоков и космических аппаратов [67].

Внедрение ракетно-строительных технологий с использованием метода СТП началось в 90-х годах в США в структуре NASA после покупки ими лицензии на СТП в Британском институте TWI. В настоящее время в структурном подразделении Центра космических полетов им. Дж.Маршалла в сборочном комплексе MichoudAssemblyFacility (MAF), расположенном в окрестностях Нового Орлеана, развёрнуто крупнейшее в мире роботизированное оборудование для

изготовления ракет. Перечень современных производственных технологий, реализуемых в МАФ, включает:

- сварку трением с перемешиванием;
- изготовление композиционных материалов и изделий из них;
- неразрушающий контроль;
- аддитивное производство [67].

Здесь следует отметить, что в Центре им. Дж.Маршалла технологии СТП развиваются и широко применяются для изготовления различных ракет-носителей и оболочек космических аппаратов наряду с такими известными и перспективными технологиями как аддитивное и композиционное производство. Арендаторами сборочного комплекса МАФ являются аэрокосмические подрядчики – BoeingCo., LockheedMartin, AerojetRocketdyne, другие правительственные учреждения и коммерческие фирмы. Численность персонала МАФ около 3500 человек, включая государственных служащих, работников подрядчиков и арендаторов [67].

Сегодня в зарубежной промышленности для изделий, работающих при температуре -162°C , широко используются сплавы серии 5XXX, такие как AA5083 и AA5182, которые являются аналогами сплавов Al-Mg-Sc [81]. Одним из самых перспективных методов создания неразъемных соединений является сварка трением с перемешиванием (СТП), который обладает множеством преимуществ по сравнению с традиционными видами сварки и может быть применен ко всем системам легирования алюминиевых сплавов, что делает его наиболее привлекательным для ракетостроения.

В области авиаракетостроения исследовали технологические возможности СТП для сварки ответственных конструкций фюзеляжа, баков, панелей различного назначения разные фирмы: NASA, Lockheed-MartinCorp., Boeing, Airbus Integrated Company, Wisconsin Center for Space Automation & Robotics, Oak Ridge National Laboratory, MTS Systems и др. Специализированное оборудование для СТП выпускают фирмы MTS Systems Corporation, Nova-tech engineering Inc., Friction Stir Link, Inc. (США), Danish Stir Welding Technology (Dan Stir) (Дания), ESAB (Швеция), Osaka East Urban Area, Osaka Cast и Hitachi (Япония), TWI (Англия) и др.

[67]. В настоящее время в российских организациях накоплен опыт перемешивающей сварки трением различных алюминиевых сплавов. Исследования в лабораторных условиях выполняли в ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», ФГУП «ВИАМ», МГТУ им. Н. Э. Баумана, ГКНПЦ имени М. В. Хруничева, ФГУП «НПО Техномаш», ОАО «ВНИИАЛМАЗ», ЗАО «Сеспель», ПАО УМ ПО и ФГБОУ ВО «УГАТУ» и др [67-70].

Существуют несколько проблем, которые ограничивают применение СТП и требуют решения. К ним относятся необходимость жесткого закрепления свариваемых деталей, создание специальных инструментов с повышенной стойкостью, ограниченная свариваемость материалов с низкой пластичностью или теряющих требуемые механические свойства в результате термопластической деформации, а также использование громоздкого и дорогостоящего оборудования.

Для выполнения соединений алюминиевых сплавов толщиной более 8 мм при наличии двухстороннего подхода к сварному соединению, рекомендуется использовать поочередную сварку трением с перемешиванием с двух сторон. Этот метод предусматривает полное остывание предыдущего шва после сварки, что гарантирует снижение силового воздействия на свариваемый материал и фрагментацию оксидных пленок по всей толщине свариваемых кромок. Однако для его реализации требуется кантовка изделия и повторная ориентация рабочего инструмента относительно стыка [70].

При выполнении продольных швов обечаек перспективным является применение бобинного инструмента (БоббинТул). В этом случае отпадает необходимость в применении формирующей подкладки, а за счет особой конфигурации инструмента обеспечивается фрагментация и удаление оксидной пленки по всей толщине свариваемых заготовок. В тоже время при данной технологической схеме наблюдается выделение тепла как с лицевой, так и с обратной стороны соединения, что существенно изменяет конфигурацию термического цикла формирования соединения [71].

Основным преимуществом, определяющим все более широкое применение СТП в авиакосмической промышленности, является снижение веса конструкции за

счет возможности использования более легких сплавов, в том числе не свариваемых другими способами, а также замены заклепочных соединений на сварку методом СТП [72,73].

Следующим важнейшим преимуществом применения СТП при изготовлении ракетно-космической техники (пока недостаточно изученным) является повышение несущей способности топливных баков благодаря возможности получения геометрической формы обечаек баков, исключающей типовые несовершенства, обусловленные применением аргонодуговой сварки (корсетность, коробление и пр.) [74].

В результате изготовления топливных баков ракет космического назначения с применением традиционной технологии сварки плавлением в зонах кольцевых швов возникают осесимметричные отклонения (несовершенства) формы цилиндрической обечайки. Они являются следствием «утяжки» материала после соединения обечаек сваркой плавлением с образованием в этой кольцевой зоне «тали» (гиперболической поверхности), направленной внутрь, к продольной оси обечайки. Наличие осесимметричных несовершенств, направленных внутрь обечайки, приводит к резкому снижению ее несущих свойств при работе на устойчивость. Полное исключение, или существенное уменьшение отмеченных выше осесимметричных несовершенств формы топливных баков возможно при использовании для сварки кольцевых швов баков технологии СТП [75].

В дополнение к отмеченному одним из важнейших направлений развития технологии СТП в ракетостроении, по мнению авторов [70], является использование точечной СТП для крепления внутрибаковой и внешней арматуры и агрегатов, что позволит устранить остаточные напряжения и нарушения формы обечайки в местах приварки к ней кронштейнов и бобышек, а также уменьшить вес самой конструкции за счет исключения из нее заклепок.

Корпорация Space Exploration Technologies Corporation (SpaceX) (Хоторн, Калифорния) использует СТП для частично многоразовых ракет-носителей Falcon 1 и Falcon 9. На первой ступени Falcon 1 с помощью СТП изготовлена межбаковая перегородка, благодаря чему Falcon 1, как и более тяжелую Delta II можно

безопасно транспортировать без наддува. С помощью СТП из алюминиево-литиевого сплава AA2198 изготовлены стенки и днища баков Falcon 9, которые считаются самой большой конструкцией в мире, изготовленной полностью с применением СТП [76].

Исследователи из Департамента Тихоокеанской Северо-Западной национальной лаборатории энергетики (PNNL) в партнерстве с компаниями GeneralMotors, Alcoa и TWB Co. LLC разработали специальный инструмент для СТП, который успешно применяется компаниями TWB Co. и GM. В TWB, в тесном сотрудничестве с GM. TWB на основе разработанного инструмента создала машину СТП, которая может производить до 250000 изделий в год [76].

Особое место технологии СТП занимают в китайской промышленности. В короткие сроки Китаю в части разработки и применения технологии СТП удалось выйти на мировой уровень. Например, в 2017 году China Aerospace Science and Technology Corporation (CASC) внедрила технологию СТП топливного бака и бака окислителя ракеты-носителя большой грузоподъемности нового типа (диаметр ракеты 10 м, стартовый вес 3000 тонн). Компания «Hongyang» при China Aerospace Science and Industry Corporation Limited (CASIC) разработали технологию СТП для соединения сверхтвердых алюминиевых сплавов 7075, которые имеют высокую прочность, но низкую пластичность и плохую свариваемость [77-78].

Множество статей по СТП за авторством индийских исследователей опубликовано в международных журналах, так, например, в лаборатории СТП Индийского Технологического института города Карагпура было написано 47 статей для международных журналов за последние 7 лет [78-80].

Основными направлениями исследований можно назвать:

- применение СТП для деталей легковых автомобилей;
- применимость СТП к деталям из броневых алюминиевых сплавов большой толщины;
- внедрение СТП в индустрию 4.0, в частности создание цифрового двойника СТП;

– соединение сплавов из магния и алюминия с различными марками стали [78-80].

В России первые опыты по изучению процесса СТП начали проводить в начале 2000-х годов ГКНПЦ им. М.В.Хруничева совместно с НПО «Техномаш», АО «Композит» и Учреждением науки ИКЦ СЭКТ. Опытные-экспериментальные работы производились на лабораторных установках, выполненных на базе фрезерных станков, что ограничило возможность сварки толщин более 2–3 мм из-за невозможности создания необходимого сварочного давления на инструмент [57].

Первым серийным изделием в ракетно-космической отрасли, изготовленным с применением технологии СТП, стал алюминиевый лайнер баллона высокого давления, технология сварки которого была внедрена в 2005 году на ГКНПЦ им. М.В.Хруничева, где в настоящее время освоена СТП лайнеров из сплава АМгб толщиной 2,3 мм с использованием оборудования фирмы ESAB. В период освоения в ГКНПЦ им. М.В.Хруничева технологии СТП оболочек лайнеров были разработаны и запатентованы способы СТП заготовок оболочек сосудов давления, в том числе различных баков и обечаек. В обеспечение этих способов СТП разработан инструмент для сварки, состоящий из двух независимых частей, уникальность подтверждена соответствующим патентом [88].

РКЦ «Прогресс» пошел по собственному пути, приступив к внедрению технологии СТП для сварки баков ракет (Союз-5) диаметром более 4 м. В настоящее время по заказу РКЦ «Прогресс» Чебоксарское предприятие «Сеспель» ведет работы по внедрению трех роботизированных установок, с помощью которых ракетостроители должны выполнять продольные, кольцевые и круговые швы толщиной до 30 мм [81].

Таким образом в Российской Федерации накоплен большой опыт сварки трением перемешиванием различных алюминиевых сплавов. Исследования в лабораторных условиях, выполненные в ГКНПЦ им. М.В.Хруничева, НПО «Техномаш», Учреждении науки ИКЦ СЭКТ, СПбПУ, ЦНИИ КМ «Прометей», ВИАМ и др., и опыт внедрения СТП для серийных изделий подтвердили высокую

эффективность СТП и обозначили главную задачу — организацию собственного производства универсализированного и специального оборудования для ее реализации.

Отмечено [82], что важным фактором получения качественных соединений является ответственная работа по выбору режимов и параметров сварки методом СТП. Это комплекс параметров, в который входят конструкция инструмента и материал, из которого он изготовлен, скорость вращения инструмента, скорость сварки, угол наклона инструмента, усилие прижима инструмента др. От соотношения этих параметров зависит величина тепловложения в свариваемые кромки, которое определяет качество соединения, остаточные напряжения и деформации, а также механические свойства соединений при сварке термоупрочняемых материалов. Температурные характеристики процесса СТП и качество формирования шва во многом зависят от формы и диаметра опорного бурта инструмента, а качество перемешивания определяется в основном формой рабочего стержня.

Большая сложность внедрения технологии СТП в ракетно-космической промышленности связана с повышенными требованиями к сборке изделия под сварку с жесткой фиксацией свариваемых кромок. Например, для тонкостенных оболочек РКТ разнотолщинность свариваемых кромок не должна превышать 0,2 мм, а зазоры между подкладным элементом и в стыке — 0,1–0,2 мм (в зависимости от толщины кромок). Если для сварки прямолинейных и непротяженных швов эта проблема решается довольно просто, то для сварки кольцевых и круговых соединений требуется разработка и изготовление сложной и дорогой оснастки, которая должна обеспечить жесткую фиксацию кромок при воздействии значительных сварочных усилий (до 10 тонн).

Конфигурации деталей, для которых может быть использована СТП, зависит от наличия соответствующей универсальной или адаптивной оснастки, что делает данную технологию менее конкурентоспособной для предприятий с широким спектром производимых деталей. Однако в данный момент происходит активное

внедрение промышленных роботов, позволяющих выполнять СТП соединений сложной конфигурации.

Как и при использовании любой технологии сварки, при СТП есть вероятность возникновения дефектов. Поскольку физические процессы, протекающие при СТП, отличны от процессов, сопровождающих другие виды сварки, то и дефекты имеют другую природу. Величины раскрытия дефектов в корневой зоне, характерных для СТП, имеют очень малое значение, и традиционные способы контроля сварных соединений, как, например, рентген, не позволяют их обнаружить. Отсутствие на сегодняшний день готовых методов и средств неразрушающего контроля качества изделий, выполненных с помощью СТП, также является препятствием к ее внедрению.

Кроме того, следует также отметить отсутствие в ракетно-космической промышленности разработанной научно-методической базы технологии СТП. Пока процесс СТП в связи с его сложностью малоизучен. В настоящий момент отсутствуют математические модели, которые позволили бы достаточно достоверно описать процессы, протекающие при СТП, спрогнозировать качество получаемых изделий и сформулировать решения по выбору параметров процесса СТП (в настоящее время подбор параметров производится эмпирически при большом количестве проб). Отсутствие нормативно-технической базы создает препятствия для внедрения СТП при изготовлении ракетно-космической техники. Сегодня в России введены в действие только отраслевой ОСТ, разработанный АО «Композит», а также имеются переведенные на русский язык международные стандарты [76].

Применение СТП позволяет получать сварные конструкции с коэффициентом прочности, составляющим 0,9-1. В работах, посвященных воздействию СТП на сплавы систем Al-Mg-Sc, показано, что сохранение упрочняющего эффекта от частиц Al_3Sc и обеспечивает повышенную прочность соединений, полученных СТП [52,83-85].

В сравнении с другими методами сварки, такими как аргодуговая сварка, свойства соединений, полученных СТП, оказываются значительно лучше. При

аргодуговой сварке образуется дендритная структура центральной части соединения, что приводит к разрушению образцов при растяжении в центре шва.

Таким образом, СТП является перспективным методом для создания прочных сварных соединений в различных отраслях промышленности, включая условия воздействия криогенных температур

Интересные результаты были получены при исследовании свойств сварных соединений сплавов системы Al-Mg-Sc без добавок Zr [86] и с 0,1% Zr [87]. В работе [88] были сравнены сварные соединения Al-4,5Mg-0,2Sc сплава, полученные аргодуговой сваркой и СТП. Результаты оценки механических свойств показали, что предел текучести СТП-аргодуговых соединений на 20% и 50%, соответственно, ниже предела текучести основного материала. Это объясняется частичной и полной потерей упрочнения от частиц Al_3Sc в случае СТП и традиционной сварки, соответственно. Отжиг при 300°C в течение 1 часа соединения, полученного обычной сваркой, способствует распаду твердого раствора в зоне перемешивания и повышению его механических свойств [52].

Таким образом, установлено, что СТП при оптимальных режимах позволяет получать сварные соединения сплавов системы Al-Mg-Sc без внутренних дефектов с высоким соотношением прочности соединения к прочности основного материала и может быть использована в ответственных конструкциях. Однако, в большинстве существующей литературы данные о механических свойствах полученных таким образом соединений приведены для комнатной или повышенных температур. Оценка свойств сварных швов в условиях низкотемпературной деформации является важной научной и практической задачей и необходима для расширения области применения процесса СТП. Кроме того, в литературе практически отсутствуют данные о циклических свойствах соединений, которые необходимы для комплексного анализа механического поведения всей конструкции в целом и отдельных ее частей.

1.5 Актуальные проблемы в области неразрушающего контроля сварных соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием

В исследованиях [89-93] обсуждаются различные виды дефектов в сварных соединениях, их причины образования, а также способы предотвращения и устранения этих дефектов. Описания видов дефектов, иллюстрации и характеристики помогают определить вид дефекта, выявить причины его появления и принять меры по его устранению. Некоторые из рассмотренных дефектов включают непровары, несплавление и слипание.

В источниках [94, 95] отмечается, что сварные соединения являются наиболее часто контролируемыми объектами методом ультразвукового контроля (УЗК). Большинство нормативных документов требуют обязательного проведения УЗК или альтернативного выбора методов контроля, таких как радиационный контроль. УЗК позволяет обнаруживать различные дефекты в сварных соединениях, включая непровары и несплавления. Однако, некоторые дефекты, такие как слипание, могут быть сложными для обнаружения с помощью УЗК и могут требовать применения других методов контроля, таких как методы разрушающего контроля.

Также в источнике [96] отмечается, что размер дефекта и материал заполнения полости дефекта могут влиять на амплитуду эхо-сигнала при УЗК. Например, небольшие дефекты с малым раскрытием могут быть плохо обнаружены при прозвучивании на низких частотах. Заполнение полости дефектов материалами, такими как вольфрам или окислы, может снижать отражение ультразвука. Также отмечается, что отражение поперечных волн от трещин с взаимодействующими границами может быть различным в зависимости от угла падения ультразвука.

Исследования В.Г. Щербинского [94] также посвящены вопросам отражения ультразвука от дефектов и влиянию различных факторов на амплитуду отраженной волны.

В публикации [96] представлены результаты исследований сварных соединений из алюминиевых сплавов, используемых для изготовления топливных баков летательных аппаратов. В ходе исследования были выполнены сварные образцы различной толщины и проведены механические, металлографические и коррозионные испытания. Также были проведены визуальные и рентгенографические исследования сварных образцов.

В статье [96] рассматриваются способы и приемы выполнения сварки тонких листовых конструкций. Основным дефектом, выявленным при сварке, является несплавление, которое может быть вызвано локальным увеличением толщины свариваемого металла или нарушением переноса металла в корневую часть соединения. Для улучшения перемешивания металла в корневой части соединения предлагается выполнение скоса кромок с обратной стороны пластин. Также можно применять подкладки с канавкой, в которую выдавливается металл, формируя небольшой валик. Однако повторные проходы сварки для устранения дефектов могут снижать прочностные характеристики сварного соединения.

В публикации [97] описывается методика вихретокового контроля сварных швов лейнеров, полученных при сварке тонких листов из сплава АМгб. Одной из проблем сварки является формирование качественного соединения в корневой части шва. Эксперименты показали, что даже незначительное отклонение величины заглубления инструмента может привести к образованию дефекта типа непровара (рисунок 1.9).

В статьях [98,99] проводится исследование различных методов неразрушающей дефектоскопии для сварных соединений из алюминиевых сплавов. Авторы оценивают и сравнивают возможности современных методов контроля, таких как радиография, ультразвуковой контроль, вихретоковый контроль и термография. Каждый из этих методов имеет свои преимущества и ограничения в выявлении дефектов определенного типа и размера. Например, радиография позволяет прямо наблюдать дефекты, но она менее эффективна для выявления мелких дефектов в толстом металле. Ультразвуковой контроль с применением преобразователей, использующих технологию фазированных

антенных решеток, обладает хорошей разрешающей способностью по глубине, но имеет ограничения в выявлении малых дефектов. Вихретоковый метод хорошо подходит для обнаружения поверхностных дефектов, особенно трещин. Термография, в основном, используется для активного контроля с помощью контролируемого нагрева соединения. Исследования показали, что наиболее надежным методом является ультразвуковой контроль с применением преобразователя, использующего технологию фазированных антенных решеток.

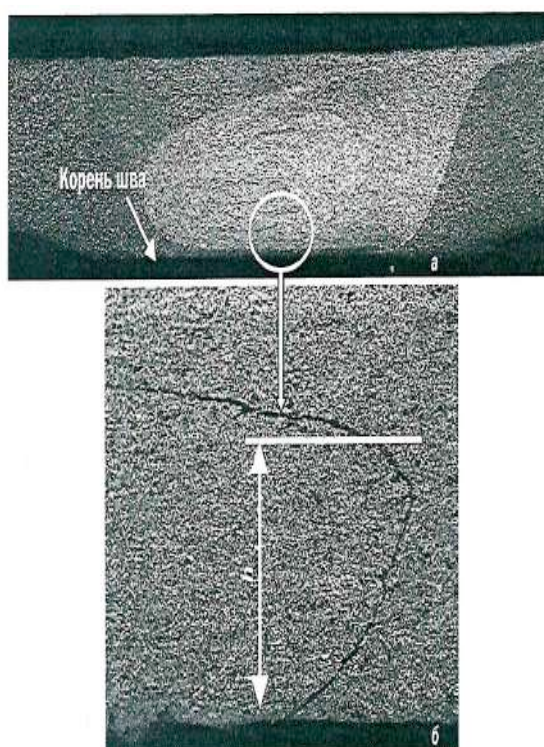


Рисунок 1.9 – Макроструктура сварного соединения СТП листов сплава АМг6 толщиной 2 мм с непроваром в корне шва [97]. Стрелкой обозначена глубина непровара.

Монография [100] посвящена сварке СТП, которая является одним из наиболее развивающихся методов сварки. СТП позволяет соединять различные материалы, включая алюминий, магний, медь, титан и их сплавы, а также стали, как в однородных, так и в разнородных сочетаниях. Этот метод успешно применяется за рубежом в различных отраслях машиностроения. Проблемой сварки СТП является возможность образования дефекта "непровар корня шва", который может возникать из-за различной толщины свариваемых деталей и

изменения толщины свариваемых кромок. Для решения этой проблемы предлагается использовать подкладку с канавкой, в которую выдавливается металл из корня шва. Длина пина инструмента должна выбираться в зависимости от толщины свариваемого металла.

Обзоры [101, 102] посвящены исследованиям сварки СТП различных материалов, включая алюминий, магний, медь и их сплавы, а также стали. В этих работах рассматриваются причины возникновения дефектов швов, включая дефект "непровар корня шва" (рисунок 1.10).

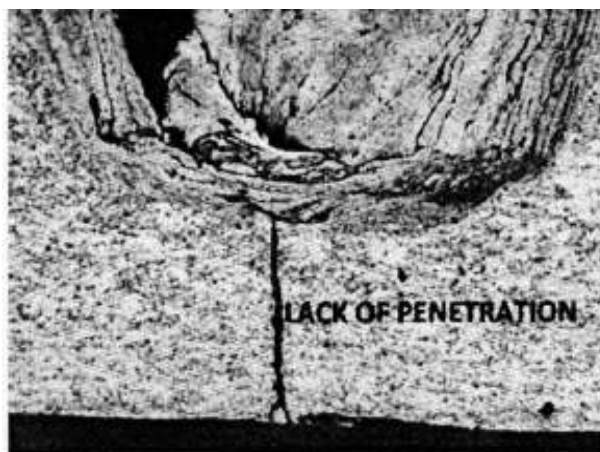


Рисунок 1.10 – Непровар корня шва [102]

В источнике [103] отмечено, что при разработке автоматизированной системы неразрушающего контроля сварных швов, выполненных СТП, необходимо учитывать геометрические особенности (различные радиусы кривизны и толщины листов, шероховатость поверхности, габариты сварного шва и т.д.), ограниченность доступа к сварному шву и обеспечить достоверность выявления различных дефектов, возникающих в сварных швах. Экспериментально-теоретические исследования показали, что с учетом морфологии непровара и условий производства приемлемыми методами выявления непровара являются ультразвуковой и вихретоковый методы. Для решения задачи выявления дефектов типа "непровар корня шва" был проведен большой комплекс исследований с использованием различного дефектоскопического оборудования. Было рекомендовано использовать дефектоскоп OlympusOmniScan MX2 в комплекте с 32- и 16-элементной фазированной антенной решеткой для применения в составе средств

автоматизированного неразрушающего контроля сварных швов баков РН "Ангара" в качестве основного средства.

В публикации [57] приведены сведения об использовании в составе установок СТП баков РН "Ангара" оборудования для обеспечения замеров толщины кромок и зазора между кромками и подкладной линейкой с односторонним доступом - электромагнитно-акустические и магнитоиндукционные преобразователи в составе двух специальных головок для комплектации каждой установки СТП. Благодаря использованию данных систем неразрушающего контроля, удалось обеспечить выполнение требуемых технологических параметров сварки и предупредить возможность внедрения рабочего стержня в подложку

В публикации [104] изучены особенности формирования сварного соединения при сварке трением с перемешиванием алюминиевого сплава В-1469. Для оценки качества соединений и выявления внешних и внутренних дефектов использовали следующие методы контроля: внешний осмотр, рентгеновский, капиллярный методом красок, ультразвуковой. Рентгеновским контролем выявляют все дефекты типа рыхлот, полостей и «тоннельного». Наличие «тоннельного» дефекта можно определить визуально, если подвергнуть осмотру кратер от инструмента.

В статьях [105,106] отмечается, что обзор литературы по типам и размерам дефектов, формируемых при СТП, показывает, что к ним можно отнести такие протяженные дефекты как червоточины или каналы (туннели), которые располагаются на стороне набегания. Увеличение скорости поступательного движения инструмента вдоль шва приводит к формированию периодически расположенных по длине шва пустот. Оценка реальных размеров и форм найденных несплошностей была проведена методом последовательного послойного шлифования. На ультразвуковой дефектограмме все обнаруженные дефекты располагались в виде цепочки на одной линии, на одинаковой глубине, на набегающей стороне шва, на расстоянии 2-3 мм от его оси. Металлографический анализ показал, что дефект расположен в ядре шва, справа по ходу движения

инструмента на глубине от 1 до 2,5 мм и представляет собой квазипериодическую пористую структуру

В источнике [107] рассмотрены особенности структурообразования в соединениях сплава Д16, полученных сваркой трением с перемешиванием. Условия формирования сварного соединения в процессе сварки определяются тепловложением в свариваемый материал, его фрагментацией и пластическим течением по контуру инструмента. Результатом этих процессов является обеднение сварного соединения с наступающей стороны, которое приводит к образованию протяженного макродефекта структуры в виде канала (рисунок 1.11).



Рисунок 1.11 – Дефект в виде канала, несплошности в области продолжения канала [107]

В публикациях [108, 109] проведен анализ причин возникновения инородных металлических включений при сварке трением с перемешиванием стыковых соединений алюминиевых сплавов. Исследования показали, что наличие таких включений может быть результатом контакта рабочего инструмента с подложкой (включения первого типа, располагающиеся вдоль линии стыка) и износа самого инструмента (включения второго типа, располагающиеся вдоль линии на отступающей части шва в виде мелких частиц). Эти включения представляют собой интерметаллидные железно-алюминиевые частицы, которые отрываются от поверхности инструмента и попадают в металл шва.

Для исследования и оценки качества сварных соединений использовались различные методы контроля, включая рентгеновский контроль, капиллярный метод красок и ультразвуковой контроль. Рентгеновским контролем были выявлены все типы дефектов, такие как рыхлоты, полости и "туннельные" дефекты.

Наличие "туннельного" дефекта можно было определить визуально, осматривая кратер от сварки.

Для исследования микроструктуры соединений использовался оптический цифровой микроскоп, а состав инородных металлических включений и поверхностных слоев инструмента анализировался с помощью сканирующего растрового электронного микроскопа. Изучались участки сварного шва, где рентгеновским контролем было обнаружено наличие инородных включений, а также поперечные сечения рабочих инструментов.

По результатам исследований [110] установлено, что формирующийся интерметаллидный слой в процессе сварки трением с перемешиванием приводит к охрупчиванию инструмента, его фрагментации и образованию инородных металлических включений в металле шва. Переходный слой разрушается по микротрещинам и переходит в металл шва в виде инородных включений. В зоне набегания наблюдается интенсивное отделение интерметаллидных частиц с поверхности инструмента, которые затем переносятся потоками металла на сторону отхода инструмента и фиксируются в виде полосы (рисунок 1.12).

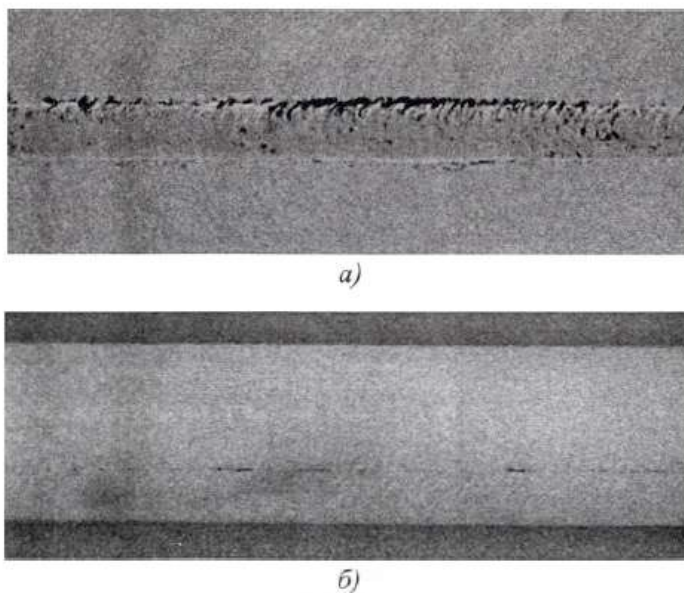


Рисунок 1.12 – Рентгенограммы сварных швов СТП сплава 1565чМ [110]

В статьях [111,112] отмечается, что в большинстве случаев для изготовления деталей авиационно-космического назначения требуется сварка толстостенных заготовок с последующим фрезерованием, чтобы обеспечить максимальную

прочность и жесткую конструкцию. В связи с этим возникает проблема, связанная с получением качественных сварных соединений толщиной 30 мм и более: температурное воздействие инструмента в зоне сварки неравномерно, из-за чего требуется контролировать параметры СТП, а также подбирать оптимальную форму сварочного инструмента. Образцы для исследований были получены на специальном оборудовании для СТП в ЗАО «Чебоксарское предприятие “Сеспель”». Для изготовления неразъемных соединений были использованы сварочные инструменты из быстрорежущей стали с плечами диаметром 50 мм и подвижным пином длиной до 35 мм. Пинимел коническую форму с винтовыми канавками и тремя лысками под углом 120° . Сварка проводилась с использованием четырех режимов, отличающихся нагружающим усилием и скоростями сварки. При сварке образцов 2 и 4 произошло разрушение инструмента. При фрикционном контакте в зону перемешивания замешиваются включения двух типов: включения, имеющие структуру сильно деформированной слоистой области, и включения со структурой недеформированного материала инструмента. В результате проведенных исследований удалось подобрать оптимальный режим получения неразъемного соединения алюминиевого сплава АМг5 толщиной 35 мм методом СТП, а также установить зависимости формирования дефектов и разрушения инструмента от параметров процесса сварки.

В статьях [99-102] авторы отмечают, что для СТП-соединений наиболее опасными и трудновывяемыми методами неразрушающего контроля являются дефекты типа Kissing Bond (стыковые линии, оксидные строчки). Они могут служить местами зарождения и распространения трещин при нагружении, поэтому их наличие существенно снижает прочность сварного соединения. Появление дефектов данного типа может быть обусловлено недостаточным перемешиванием материала в шве вследствие изношенности инструмента или интенсивным налипанием на инструмент металла при сварке. Часто такие дефекты декорированы фрагментами оксидных пленок, перенесенных в шов с кромок свариваемых деталей, и хорошо видны на поперечном сечении шва. Однако при надлежащей обработке кромок перед сваркой заметить эти дефекты трудно даже при

металлографическом анализе поперечного сечения шва. В настоящий момент возможности методов неразрушающего контроля в отношении дефектов типа Kissing Bond не до конца ясны.

В статье [94] исследованы стыковые соединения СТП листов сплава 1151Т толщиной 6 мм, выполненные на экспериментальной установке на базе вертикального фрезерного станка MECOFCS–1040 (Италия). СТП осуществляли по трем схемам: односторонняя, двухсторонняя с поочередным выполнением проходов и с применением схемы на основе бобинного инструмента. Качество сварных швов определяли при визуальном осмотре с применением оптических средств наружной и корневой сторон шва, а также радиографическим и металлографическим контролем. Металлографический анализ корневой части сварных соединений, выполненных односторонней СТП, позволил выявить наличие в этой зоне оксидных включений (дефект типа Kissing Bond) в виде полос (рисунок 1.13). При испытаниях на изгиб оксидные включения инициируют зарождение трещины и разрушение образца при меньших значениях угла изгиба ($95...115^\circ$ против $110...130^\circ$ - для двухсторонней и $125...140^\circ$ - бобинным инструментом).



Рисунок 1.13 – Оксидные включения в корневой части соединения сплава 1151Т при односторонней СТП [94]

Дефекты швов СТП желательно выявлять методами неразрушающего контроля непосредственно после выполнения сварного шва, не снимая сборку со швом со сварочной машины. При этом имеется возможность исправить дефектное место тем же видом сварки (СТП). Поверхностные дефекты, расположенные на

лицевой стороне шва, контролируются оптическим видом контроля (в основном визуально). Внутренние дефекты шва в ряде случаев могут быть выявлены акустическим видом неразрушающего контроля в его реализации методами УЗК. Другие виды неразрушающего контроля в силу своих физических принципов и условий выполнения контроля (имеется доступ только к лицевой стороне шва) не могут быть привлечены к решению задачи неразрушающего контроля дефектов сварного шва с возможностью их исправления сваркой СТП.

Могут быть рассмотрены различные методы неразрушающего контроля, применяемые при сварке трением с перемешиванием. Одним из наиболее распространенных методов является ультразвуковой контроль. Он позволяет обнаруживать трещины, пустоты и другие дефекты в сварном шве. В работах [105, 106] было показано, что ультразвуковой контроль является эффективным методом для обнаружения дефектов при сварке трением с перемешиванием.

Еще одним методом неразрушающего контроля является радиография. Она позволяет обнаруживать дефекты внутри сварного шва, такие как пустоты и поры. В работах [98, 99] было показано, что радиография является эффективным методом для контроля качества сварки трением с перемешиванием.

В работах [112,113] было показано, что комбинация различных методов неразрушающего контроля может улучшить качество контроля и обеспечить более точную оценку состояния сварного шва.

Проведение неразрушающего контроля сварных швов СТП возможно при наличии документации, содержащей нормы допустимости дефектов. Различают технологические и эксплуатационные нормы дефектов. При назначении технологических норм исходят из возможностей технологий сварки и неразрушающего контроля при учете влияния дефектов на прочность. Эксплуатационные нормы применяются для изделий, находящихся в эксплуатации; при их назначении исходят в основном из влияния дефекта на прочность конструкции; они, как правило, допускают более крупные дефекты, чем технологические нормы. В ракетно-космической промышленности применяются технологические нормы, потребность в эксплуатационных нормах может

возникнуть в дальнейшем при эксплуатации возвращаемых космических аппаратов и ступеней ракет - носителей.

Необходимо различать нормативы (технологические нормы) конкретного метода неразрушающего контроля и нормы, предъявляемые к качеству шва, назначенные безотносительно к методам неразрушающего контроля.

В ракетно-космической отрасли нормативы качества швов СТП представлены в ОСТ 134-1051-2010. Нормы дефектности в данном документе определены безотносительно к существующим возможностям неразрушающего контроля по выявлению дефектов и значительно превышают его чувствительность. В полной мере нормы по ОСТ 134-1051-2010 могут быть обеспечены совокупностью применения как разрушающего, так и неразрушающего методов контроля: дефекты малых размеров, которые ниже чувствительности неразрушающих методов, могут быть обнаружены только разрушающими методами на контрольных сварных образцах.

Исходя из вышеизложенного можно сделать вывод, что существуют актуальные проблемы в области неразрушающего контроля сварных соединений СТП:

- систематизация внутренних дефектов СТП, для которых целесообразно применение неразрушающих методов контроля;
- определение порядка применения неразрушающего контроля, исходя из конструктивных особенностей объекта контроля и других ограничивающих факторов;
- формирование критериев дефектности сварного соединения СТП, основанных на основных измеряемых характеристиках, которые могут быть получены методами неразрушающего контроля.

1.6 Постановка цели и задач исследования

Согласно анализу литературных данных, можно сделать вывод, что разработка перспективных изделий ракетно-космической техники сопровождается этапом внедрения новых материалов и технологий, а также необходимостью

модернизации и оптимизации режимов технологических воздействий. Алюминиевые сплавы являются основным конструктивным материалом для ракет-носителей и космических аппаратов. Среди основных технологических воздействий на конструкционный материал можно выделить: изготовление отливок, термическая и деформационная обработки, сварка.

Для повышения характеристик изделий РКТ необходимо применения новых материалов, обладающих низким весом, высоким комплексом механических и технологических свойств, низкой стоимостью. Среди алюминиевых сплавов наиболее перспективной системой легирования для изготовления сварных баковых конструкций можно выделить сплав системы Al-Mg-Sc. В настоящее время свойства данных сплавов применительно к ракетно-космической технике изучены недостаточно. Это затрудняет разработку новых изделий, так как необходимы данные о влиянии температуры и способа изготовления полуфабриката на прочностные характеристики, коррозионных свойствах, а также об изменении свойств в течение времени.

Большое значение для космического машиностроения также имеет освоение и внедрение технологии сварки трением с перемешиванием. Несмотря на многочисленные исследования в этом направлении, по-прежнему остается множество проблем, которые препятствуют полноценному использованию этой технологии и раскрытия её потенциала. В этой связи детальные исследования влияния режимов сварки на структуру и свойства соединения, сравнительный анализ со сваркой плавлением, а также вопросы связанные с подтверждением качества сварного шва являются важной научной и практической задачей.

Выполненный анализ современного состояния исследований и технологических разработок в области алюминиевых сплавов для ракетно-космической техники позволил сформулировать цель и задачи диссертационной работы.

Цель работы – улучшение структуры и свойств алюминиевых сплавов для изделий перспективной ракетно-космической техники совершенствованием

режимов технологических воздействий в процессах получения отливок, сварки, деформирования и термической обработки.

Для достижения поставленной цели были решены следующие задачи:

- выявлены особенности кинетики старения термоупрочняемых алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mg и Al-Mg-Si-Cu, применяемых в конструкциях РКТ, для определения возможностей формирования улучшенных свойств и модернизации традиционных процессов;

- установлены особенности влияния структурно-фазового состояния исходных шихтовых материалов на формирование структуры, свойств и дефектов в отливках сплава системы Al-Si-Mg;

- выявлены причины изменения микроструктуры, падения пластических свойств и разрушения сварных герметизирующих деталей термостабилизирующих систем космических аппаратов, изготавливаемых из сплава системы Al-Mg-Si;

- установлены закономерности влияния температуры на механические свойства экономно-легированного сплава Al-Mg-Sc в отожженном и нагартованном состоянии деформированных полуфабрикатов (плиты, листы, поковки); выполнена оценка коррозионной стойкости и изменения механических свойств во времени;

- показано влияние режимов сварки трением с перемешиванием на структуру и свойства сварных соединений катанных полуфабрикатов из сплава системы Al-Mg-Sc в диапазоне температур от -196 до 200 °С и проведено их сопоставление с уровнем свойств сварных соединений, полученных сваркой плавлением;

- определены возможности выявления характерных внутренних дефектов сварных соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием различными методами неразрушающего контроля;

- проведена апробация и внедрение разработанных режимов технологических воздействий в условиях действующего производства.

ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Современные конструкции ракетно-космической техники изготавливают из алюминиевых сплавов различного химического состава, они испытывают многообразные силовые, коррозионные и климатические воздействия. Это обуславливает применение для отдельных узлов и деталей различных видов технологий изготовления – литье, обработка давлением, сварка, термическая обработка. Как правило, конкретные технологические процессы носят комбинированный характер и включают часть или все из указанных видов технологий (например, литье заготовок – пластическая деформация- термическая обработка – сварка). При этом, состояние сплава, сформированное на предшествующей стадии технологического процесса, во многом обуславливает структурные превращения на последующих этапах, что определяет качество изделий и эффективность обработки, и требует их совместного рассмотрения. Следует отметить, что перечисленные технологии относятся к особо важным критичным технологиям, недостатки продукции которых могут оказать существенное негативное влияние в ходе ее применения. Именно такие технологии рассмотрены в работе, так как продукция каждой из них может оказаться потенциально опасной для конструкции в целом.

Материаловедческий подход к решению проблемы обеспечения высокой работоспособности изделий предусматривает изучение связей между составом, строением и свойствами используемых материалов, закономерностей их изменений вследствие физико-механических и других видов воздействий, а также путей получения материалов, улучшения их свойств и эффективности использования.

В этой связи для достижения цели и решения сформулированных задач работы потребовались взаимосогласованные исследования алюминиевых сплавов различных систем легирования в плане изучения закономерностей формирования их структуры и свойств при используемых технологических и действующих эксплуатационных воздействиях.

В главе описаны материалы и методики исследований, реализованные в рамках единого материаловедческого подхода.

2.1 Материалы исследования

В рамках исследования влияния структурно-фазового состояния исходного материала шихты на качественные характеристики отливок из сплава системы Al-Si-Mg проведен анализ качественных характеристик отливок из сплава АК9ч по результатам 8 плавов. В качестве исходного материала применялись чушки от двух разных производителей (производитель №1 и №2), которые переплавлялись с отходами собственного производства (некондиционные отливки из сплава АК9ч). Процентное соотношение исходных материалов представлено в таблице 2.1. Смена производителя исходного сырья обусловлена экономической целесообразностью и конкурсным принципом проведения процедуры закупки, при этом технические условия на материал одни и те же – ГОСТ 1583-96. Изготовление отливок осуществлялось методом литья в кокиль по одному и тому же технологическому процессу.

Таблица 2.1 – Процентное отношение исходных материалов в общей плавке по массе

№ плавки	Производитель № 1	Производитель № 2	Отходы собственного производства
1	40%	0%	60%
2	35%	0%	65%
3	25%	0%	75%
4	20%	0%	80%
5	20%	5%	75%
6	10%	20%	70%
7	5%	20%	75%
8	0%	20%	80%

Для исследования особенностей изготовления заправочных штуцеров из алюминиевых сплавов для термостабилизирующих систем использовались прессованные прутки из сплава АД31 в состоянии Т (закалка и естественное старение) по ГОСТ 21488-97.

Исследования влияния режимов старения на механические свойства и коррозионную стойкость деформируемых термоупрочняемых сплавов системы Al-Mg-Si-Cu выполнены на штампованных заготовках из сплава АК6, изготовленных по ОСТ 1.90073-85.

Исследования влияния выдержки при отрицательных температурах после закалки на процессы последующего старения сплавов системы Al-Mg-Cu выполнены на листах из сплавов Д1АМ (толщина листа 1,5мм) и Д16М (толщина листа 1,8 мм), изготовленных по ГОСТ 21631-2019.

В качестве перспективного алюминиевого сплава для комплексного исследования его свойств и оценки возможности его применения в современной ракетно-космической техники был выбран экономнолегированный сплав системы Al-Mg-Sc, представленный в виде отожжённых листов, нагартованных плит и кольцевых поковок. Химический состав сплава представлен в таблице 2.2

Таблица 2.2 – Химический состав исследуемого материала (в масс. %)

Содержание элементов, масс. %													
Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Be	Zr	Sc	Na	Ca
Осно ва	0,085 - 0,104	0,162 - 0,183	0, 007 - 0,020	0,560 - 0,564	4,9 1- 5,1 3	0,125 - 0,133	0,019 - 0,013	0,026 - 0,037	0,0016 - 0,0017	0,095 - 0,101	0,109 - 0,113	< 0.00 01	< 0.0 001

2.2 Экспериментальные методики

Изучение процесса обжатия штуцера проводился на образцах- имитаторах (рисунок 2.1) путем их сплющивания с последующим контролем микроструктуры и состояния поверхности. Исследовалось также влияние дополнительных нагревов до температур в интервале 100-400 °С, что позволяло оценить влияние

нагрева сплава на формирование структурно-фазового состояния и деформируемость. Замер микротвердости осуществлялся в соответствии со схемой на рисунке 2.2.

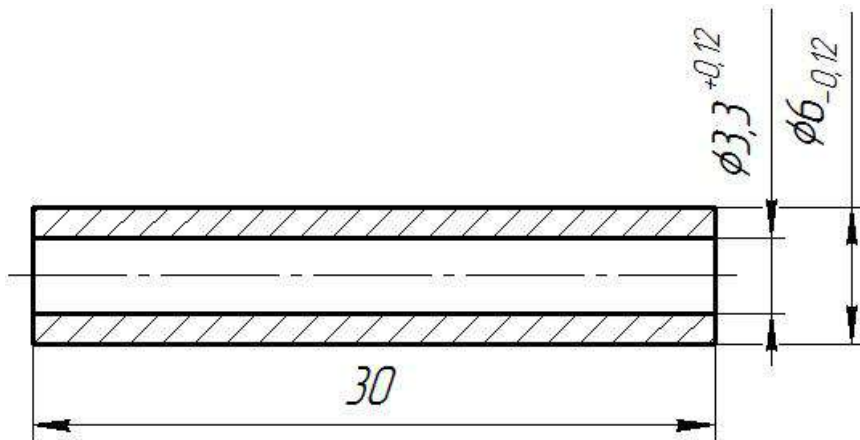


Рисунок 2.1 - Образец – имитатор, полностью повторяющий геометрию зоны обжатия штуцера.

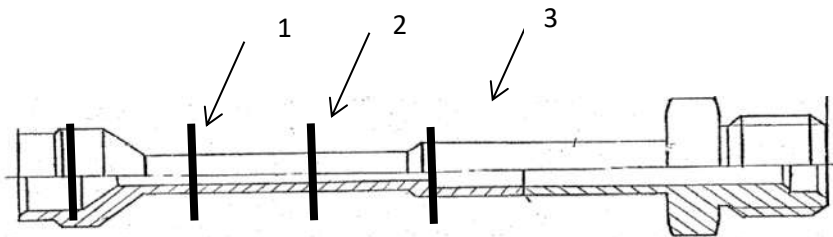


Рисунок 2.2 - Схема штуцера и участки замера твердости и исследования микроструктуры и деформируемости (1,2 и 3). Правая граница 3 участка – зона сварки. Левое окончание штуцера приваривается к тепловой трубе.

Сварка осуществлялась вручную аргонно-дуговым методом.

Термическая обработка осуществлялась в лабораторной электрической печи Nabertherm N41/H.

Исследования влияния режимов старения на механические свойства и коррозионную стойкость выполнены на нормальных плоских разрывных образцах, изготовленных по ГОСТ 1497-84. Все образцы были одновременно в одной садке подвергнуты закалке в селитровой ванне по следующему режиму: нагрев до $t=500\pm 3^\circ\text{C}$, выдержка 8 минут, охлаждение в холодной воде ($17\pm 3^\circ\text{C}$).

Часть образцов была испытана на растяжение в течение не более 30 минут после закалки, другая часть была помещена в климатическую камеру, где

выдерживалась определенное время при отрицательных температурах до начала испытания. После выдержки часть образцов испытывалась немедленно, а часть после вылеживания при температуре 20°C. В качестве климатической камеры применялась термокамера МС-71. Определение механических свойств осуществлялось на разрывной машине УТС-111.2-100-22.

Стыковые соединения плит исследуемого сплава получали методом СТП на установке производства ЗАО «Чебоксарское предприятие «Сеспель» для получения продольных сварных швов. Для сварки использован нерегулируемый инструмент типа «Pin», схема сварки трением с перемешиванием представлена на рисунке 2.3. Процесс состоит в перемещении (ротации) металла, разогретого до пластичного состояния трением специального вращающегося и одновременно движущегося поступательно наконечника (стержня) и бурта (заплевика) рабочего сварочного инструмента о свариваемые элементы, при котором пластифицированный металл, огибая стержень, перемешивается и образует соединение в зоне объемного сжатия, создаваемого буртом инструмента. Качество соединения СТП определяет завершенность образования металлической связи между пластифицированным металлом в объеме шва и на границе шва с основным металлом. Специфика формирования соединения при СТП определяет возможность образования некоторых дефектов, характерных для данного способа соединения.

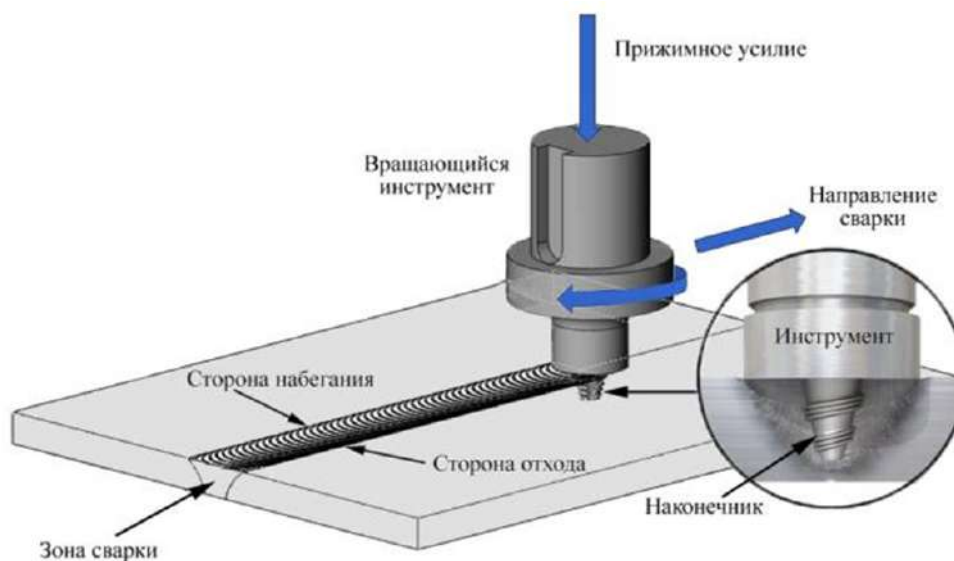


Рисунок 2.3 - Схема сварки трением СТП

Рентгенографический контроль выполнялся для всех швов на рентгенаппарате «РУСЛАН-225» по режиму $U=80$ кВ, $A=5$ мА, $t=60$ с.

2.3. Исследования структуры

Оптическая металлография. Металлографический анализ микроструктуры проводили с помощью оптического металлографического микроскопа CarlZeiss AxiovertA1. Структуру сплава выявляли после механической шлифовки, полировки и травления образцов раствором Келлера ($0,5$ HF- $1,8$ HCl₂- $2,7$ HNO₃- 95 H₂O).

Макроструктура оценивалась на изломах, а также на темплетях протравленных в 30% водном растворе NaOH с последующим осветлением в 10% водном растворе HNO₃. Исследование макроструктуры производилось с применением стереоскопического микроскопа ZeissStemi2000-C.

Исследование тонкой структуры. Тонкую структуру исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа JED-2300 AnalysisStation с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа.

Фрактографический анализ. Исследование изломов образцов после различных видов испытаний проводили на сканирующем электронном микроскопа JED-2300 AnalysisStation при увеличениях до $\times 50000$ и стереоскопическом микроскопе ZeissStemi2000-C при увеличениях до $\times 50$.

Структура оценивалась:

- на шлифах, вырезанных из клиновых проб, чушек и разрывных образцов из сплава АК9;

- на шлифах, вырезанных из материала исходного прутка из сплава АД31Т от двух поставщиков и штуцеров (после сплющивания), срезанных с тепловых труб

- на шлифах, вырезанных из штампованных заготовок из сплава АК6, изготовленных по ОСТ 1.90073-85

- на шлифах, вырезанных из листов из сплава Д1АМ (толщина листа 1,5мм) и Д16М (толщина листа 1,8 мм), изготовленных по ГОСТ 21631-2019

- на шлифах, вырезанных из отожженных листов, нагартованных плит, поковок из сплава системы Al-Mg-Sc и сварных соединений из них, выполненных сваркой трением с перемешиванием.

2.4 Анализ химического состава

Химический состав образцов определялся спектральным методом на приборе МФС-8 и рентгенофлуорисцентным методом на спектрометре GNRProSpector. Анализ химического состава фаз осуществлялся методом микрорентгеноспектрального анализа (МРСА). Определение химического состава экономнолегированного сплава системы Al-Mg-Sc проводили методом оптико-эмиссионного спектрального анализа. Содержание скандия определяли с помощью метода атомно-эмиссионной спектрометрии с индуктивно-связанной плазмой.

2.5 Исследование механических свойств

Исследования механических свойств отливок из сплава АК9 выполнены на отдельно отлитых образцах после термической обработки по режиму Т6 (Закалка - $535 \pm 5^\circ\text{C}$ охлаждение в воду, старение - $175 \pm 5^\circ\text{C}$).

Исследования механических свойств штамповок из сплава системы Al-Mg-Si-Cu выполнены на разрывных образцах, вырезанных в долевым направлении.

Исследование механических свойств проводились с целью определения влияния температуры испытания и направления волокна на механические свойства полуфабрикатов из перспективного экономнолегированного сплава Al-Mg-Sc и сварных соединений из них. В качестве исследуемого объекта исследования использовались: плиты в нагартованном состоянии толщиной 25 мм, отожженные листы толщиной 4 мм и поковки.

Испытания на растяжение основного металла перспективного экономнолегированного сплава Al-Mg-Sc проводились на десятикратных

цилиндрических образцах тип IV №8 для образцов, вырезанных из плиты, на пятикратных для кольцевых поковок и на десятикратных плоских образцах для листа. Использован ГОСТ 9651-84 при испытаниях при повышенных температурах и ГОСТ 11150-84 - при пониженных температурах, с определением временного сопротивления разрыву (σ_B), условного предела текучести ($\sigma_{0,2}$) и относительного удлинения после разрыва (δ). Испытания на растяжение сварных соединений проводились по ГОСТ 6996-66.

Определение механических свойств при испытаниях на растяжение осуществлялось на разрывной машине УТС-111.2-100-22. Образцы изготавливались по ГОСТ 1497-84.

Испытания на ударный изгиб образцов, проводились по ГОСТ 9454-78 на маятниковом копре КМ-5 с определением КСУ.

2.6 Исследование коррозионной стойкости

Ускоренные коррозионные испытания на расслаивающую коррозию (РК) проведены по ГОСТ 9.904-82, на межкристаллитную коррозию (МКК) по ГОСТ 9.021-74 и общую коррозию (ОК) по ГОСТ 9.017-74.

Испытания на РК проводили на плоских образцах размером 60x40x4 мм с шероховатостью поверхности $Ra=2,5\text{мкм}$. Количество образцов на каждый режим старения – 5, использовался раствор состава: $K_2Cr_2O_7$ – 10 г/л, $NaCl$ – 225 г/л, KNO_3 – 50 г/л, HNO_3 – 5,5 г/л. Срок испытания – 2 суток. Состояние поверхности образцов после испытаний оценивали по 10 бальной шкале.

Испытание образцов на МКК проводили на плоских образцах размером 20x10x3 мм, с шероховатостью поверхности $Ra=2,5\text{мкм}$. Использовался водный раствор состава: 3% $NaCl$ +1% HCl , время испытаний 24 часа. Оценку коррозионной стойкости проводили по максимальной глубине МКК и степени распространения коррозии по краю шлифа.

Испытания образцов на ОК проводили на плоских образцах размером 70x30x3 мм, с шероховатостью поверхности $Ra=2,5\text{мкм}$ во влагокамере при

температуре 40°С и влажности 95-98% в течение 90 суток. Осмотр образцов проводили ежедневно до появления первых очагов коррозии, затем один раз в неделю. Оценка коррозионной стойкости выполнялась по появлению первых коррозионных поражений, их количеству и глубине.

Определение общей коррозионной стойкости основного материала и сварных соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием, проводились по ГОСТ 9.017-74. Испытаниям подвергались образцы, вырезанные из листа, а также 8 образцов сварных соединений, вырезанных из листа и 9 образцов сварных соединений, вырезанных из плиты.

Целью испытаний на коррозию под напряжением являлась оценка чувствительности экономнолегированного сплава системы Al-Mg-Sc к коррозионному растрескиванию (КР). Испытания проводились по ГОСТ 9.903-81. Испытанию подвергались образцы размером 110x20x2,5 мм вырезанных из плиты, листа и сварных соединений, выполненных СТП в долевом и поперечном направлении.

2.7 Ускоренные климатические испытания

Сущность метода заключается в циклическом приложении ужесточенных внешних факторов, где каждый цикл имитирует 1 год хранения.

Ускоренные климатические испытания (УКИ) проводятся с целью оценки влияния внешних воздействующих факторов окружающей среды на сохраняемость свойств материала в процессе хранения и эксплуатации:

- 13 лет в условиях отапливаемого хранилища при температуре окружающего воздуха от 5 °С до 40 °С с суточным перепадом не более 5 °С и относительной влажности воздуха не более 80 %. Допускается кратковременное повышение относительной влажности до 98 % (при 25 °С) - не более 12 месяцев за весь период хранения;

- 1 год на открытой площадке (под навесом) при температуре окружающего воздуха от минус 50 °С до 50 °С и относительной влажности воздуха до 98 % (при 25 °С).

Факторами климатического старения являются температура и влажность воздуха.

В камеру на УКИ устанавливались следующие образцы:

- образцы основного металла, вырезанные из плиты, по ГОСТ 1497-84 цилиндрические тип IV №4 в количестве 24 штук (по 6 штук на 1 сьем);

- образцы основного металла, вырезанные из листа в количестве 24 шт. (по 6 штук на 1 сьем)

- образцы сварного соединения, выполненные сваркой СТП из плиты, размер образцов 250x30x25 мм, в долевом и поперечном направлении в количестве 8 штук (по 2 штуки на 1 сьем);

Образцы для УКИ предварительно осмотрены на отсутствие цветов побежалости, пятен и прочих возможных следов начала коррозионных поражений для корректной оценки поверхности образцов после испытаний.

Оценка стойкости материала к воздействию климатических факторов проводилась:

- по изменению состояния поверхности по ОСТ 92-1346-83;
- по изменению механических характеристик основного металла;
- по изменению механических характеристик сварных соединений.

В процессе испытаний делаются съемы для контроля состояния поверхности и оценки поведения механических характеристик. Съемы проводятся после имитации 3, 7, 13 и 14 лет хранения. На рисунке 2.4 представлены кассеты, поставленные в камеру для УКИ.

Выбор режимов УКИ осуществляется, исходя из усредненного значения эффективной энергии активации процессов старения материала 14 кДж/моль, температуры старения плюс 70 °С, эквивалентной температуры в отапливаемом помещении плюс 16 °С. Режимы УКИ представлены в таблице 2.3.



Рисунок 2.4 – Образцы в камере УКИ

Таблица 2.3 - Режимы ускоренных климатических испытаний

Т, °С	Влажность, %	Продолжительность испытаний		Количество циклов	Имитируемые условия
		Часы	Сутки		
Режим А (Хранение в условиях отапливаемого хранилища)					
плюс 70 ± 2	сложившаяся в камере	-	9	13	Хранение в отапливаемом хранилище
плюс 30 ± 2	95 ± 3	-	3		
Режим Б (Хранение на открытой площадке)					
минус 50 ± 2	сложившаяся в камере	-	3	1	Хранение в полевых условиях (под навесом)
плюс 70 ± 2	сложившаяся в камере	-	10		
минус 20 ± 2	95 ± 3 сложившаяся в камере	2 часа } 20 циклов 2 часа }			
плюс 40 ± 2	сложившаяся в камере	-	7		

Визуальный осмотр образцов, проведенный до и после УКИ, показал, что коррозионных разрушений материала не наблюдается.

ГЛАВА 3 ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В РАКЕТНО- КОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКЕ В ПРОЦЕССАХ ЛИТЬЯ, СВАРКИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

3.1 Влияние структурно-фазового состояния исходного материала шихты на качественные характеристики отливок из сплава системы Al-Si- Mg

Сплавы системы Al-Si-Mg (АК9) в соответствии с классификацией ГОСТ 1583-93 относятся к первой группе (силумины). Литейные сплавы данной системы широко используются в современном машиностроении. Так доля применения отливок из алюминиевых сплавов в конструкциях аэрокосмической техники составляет по массе 3-5% [114].

Применение литых заготовок в сравнении с деформированным полуфабрикатом позволяет в несколько раз повысить коэффициент использования металла и резко снизить трудоемкость механической обработки изготовления деталей [115]. В ракетно-космической отрасли данный сплав используется для изготовления крупных и средних по габаритам, сложных по конфигурации деталей, работающих при средних нагрузках в интервале температур от минут 196 до +175°С [116]. Сплав обладает высокими литейными свойствами и герметичностью, хорошей коррозионной стойкостью и свариваемостью. Кроме того, сплав обладает малой плотностью, относительно высоким модулем упругости, низким температурным коэффициентом линейного расширения, повышенной износостойкостью, а также низкой стоимостью [116-119].

Силумины относятся к материалам, структура и свойства которых существенно зависят от условий выплавки и последующей обработки [120]. Действенным методом улучшения параметров структуры и комплекса свойств силуминов является модифицирование многокомпонентными составами, что

позволяет воздействовать не только на кремний, входящий в состав эвтектики (α +Si), но и на кристаллы первичного кремния [121-124]. Также сплавы Al-Si-Mg склонны к газопоглощению, что также требует эффективных средств борьбы с этим недостатком, таких как применение дегазирующих флюсов и модифицирование при пониженных температурах [125]. Однако, необходимо отметить, что до настоящего времени не создано единой теории модифицирования, поэтому продолжается поиск оптимальных решений, позволяющих обеспечить высокий уровень качества продукции, соответствующей нормативной и конструкторской документации [126,127].

В повышении качества отливок ведущая роль принадлежит контролю, с помощью которого устраняется опасность попадания дефектных отливок на операции механической обработки и сборки, а также создаются условия для критического анализа и совершенствования технологии литейного производства. В литейных цехах применяют сложный технологический процесс, связанный с использованием большой номенклатуры материалов. Формирование качества отливок обуславливается многими факторами, среди которых наиболее критичные [128]:

- качество исходных, формовочных, шихтовых и вспомогательных материалов;
- уровень механизации и автоматизации технологического процесса;
- соблюдение технологического процесса на всех стадиях производства;
- организация производства и хозяйственный механизм управления цехом.

Отливки из сплава Al-Si-Mg (AK9) широко используются при изготовлении деталей ракетно-космической техники. Качество отливок напрямую влияет на безопасность и надежность изделий, а также на экономические показатели производства. В исследовании рассматривается один из ключевых факторов, влияющих на качество отливок — структурно-фазовое состояние исходного материала. Результаты исследования могут быть использованы для оптимизации производственных процессов и повышения качества изделий, что является актуальной задачей для предприятий.

Проанализированы восемь плавов, в которых использовались чушки двух производителей (таблица 2.1). Химический состав образцов от каждой плавки представлен в таблице 3.1.

Из результатов контроля химического состава следует, что по химическому составу материал отливок от всех садов соответствует требованиям ГОСТ 1583-93.

Результаты испытания механических свойств представлены в таблице 3.2.

Из результатов испытания механических свойств следует, что по уровню механических свойств материал отливок от всех садов соответствует требованиям ГОСТ 1583-93 для состояния Т6.

Таблица 3.1 – Результаты определения химического состава

№ плавки	Содержание элементов, масс. %									
	Al	Si	Mg	Mn	Fe	Cu	Zn	Ti	Zr	Be
1	Основа	8,71	0,22	0,28	0,44	<0,1	<0,2	0,082	<0,1	<0,1
2	Основа	9,35	0,24	0,31	0,44	0,1	<0,2	0,097	0,03	<0,1
3	Основа	8,56	0,23	0,28	0,45	0,12	<0,2	0,06	0,03	<0,1
4	Основа	9,28	0,23	0,32	0,44	0,12	<0,2	0,1	0,03	<0,1
5	Основа	8,8	0,26	0,3	0,45	0,11	<0,2	0,065	0,03	<0,1
6	Основа	8,5	0,23	0,28	0,52	0,13	<0,2	<0,05	<0,1	<0,1
7	Основа	8,8	0,26	0,3	0,45	0,11	<0,2	0,055	0,03	<0,1
8	Основа	9,28	0,23	0,32	0,44	0,12	<0,2	<0,1	<0,1	<0,1
Требования по ГОСТ 1583-93										
	Основа	8 - 10,5	0,17- 0,30	0,2- 0,5	≤0,9	≤0,3	0,3	∑ ≤0,15	<0,1	

Анализ результатов рентгенографического контроля выявил, что для плавов 1-4, где отсутствуют чушки от производителя № 2, выход годной продукции, соответствующей требованиям ОСТ 92-1165-2014 в части литейных дефектов, составил 75%. Для плавов 5-8, где использованы чушки от производителя № 2, выход годной продукции составил 50%. Браковочными признаками были признаны

несплошности в виде раковин, скопления раковин и повышенная пористость (сверх допустимого уровня по рентгенэталонам). Следует отметить, что плавка 7 была забракована полностью в связи с большим количеством дефектов.

Таблица 3.2 – Результаты испытания механических свойств

№ плавки	σ_b , МПа	δ , %
1	280	9
2	280	6
3	270	7
4	280	3
5	340	6
6	290	6
7	340	6
8	290	7
Требования по ГОСТ 1583-93		
	≥ 235	≥ 3

Исследование изломов клиновых проб показало, что для плавки 5-8 характерен излом светло-серого цвета, матовый, в котором имеются мелкие светлые блестящие участки различной формы и размеров (рисунке 3.1). В плавках 1-4 они отсутствуют. В микроструктуре непосредственно под поверхностью изломов включений или других дефектов, которые однозначно обуславливали бы светлые блестящие участки в изломе, не выявлено. В макроструктуре непосредственно под поверхностью излома для некоторых плавки наблюдалась пористость 2 балла шкалы ГОСТ 1583-93. При этом наличие пористости не объясняет светлые участки в изломах, так как пористость наблюдалась не на всех клиновых пробах, в то время как внешний вид излома был всегда идентичный.

Изломы разрывных образцов, полученные после испытаний механических свойств, от плавки 5-8 исследовались с применением электронной микроскопии.

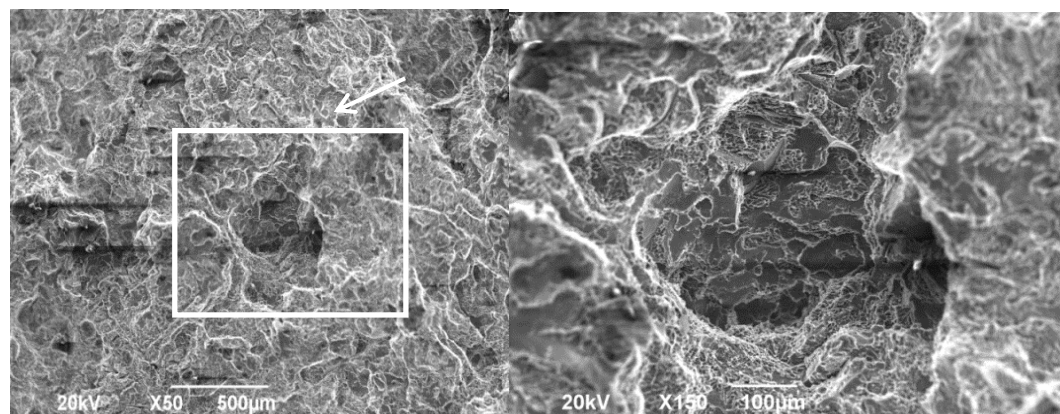
Светлым блестящим участкам, которые видны в изломе на рисунке 3.1, соответствует темные участок на рисунке 3.2(а) (стрелка). Внешний вид поверхности разрушения при различных увеличениях представлен на рисунке 3.2.



Рисунок 3.1 – Внешний вид излома, характерный для плавков 5-8

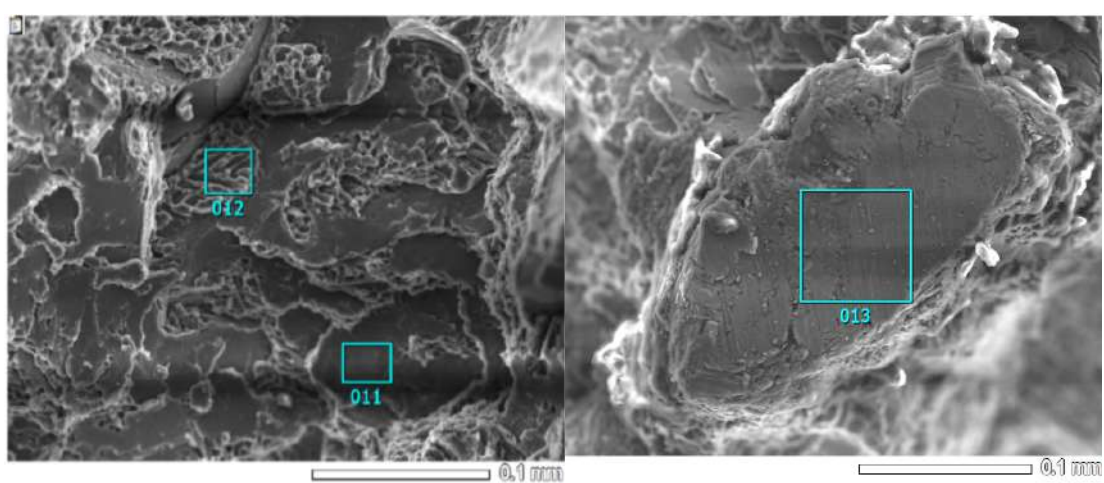
Исследованием излома при увеличении до $\times 500$ выявлено, что блестящие участки представляют собой углубления, которые имеют в основном сглаженную поверхность, при наличии незначительных участков с вязким рельефом, характерную для хрупкого разрушения по механизму скола, в то время как подавляющая часть поверхности излома имеет вязкий рельеф. Результаты химического анализа методом микрорентгеноспектрального анализа поверхности излома в точках 11,12,13 (рисунок 3.2) представлены в таблице 3.3. Точки 11 и 13 соответствуют сглаженным участкам, точка 12 вязкому рельефу. Спектрограмма в трех точках идентична и представлена на рисунке 3.3. Существенных отличий по химическому составу между зонами с вязким и хрупким сглаженным рельефом не выявлено, что свидетельствуют об отсутствии включений и ликваций.

Микроструктура, исследованная на шлифах из разрывных образцов (плавка 5-8), соответствует модифицированному и термообработанному состоянию сплава АК9ч без признаков пережога (рисунок 3.4а). В микроструктуре наблюдаются отдельные темные игольчатые фазы и единичные поры. Внешний вид микроструктуры, полученный методом электронной микроскопии, представлен на рисунке 3.4б, где хорошо видны основные фазовые составляющие.



а

б



в

г

Рисунок 3.2 – Поверхность излома разрывного образца: а) общий вид поверхности излома; б) участки с гладким рельефом; в) смешанный рельеф; г) крупный сглаженный участок излома

Таблица 3.3 – Химический анализ поверхности зон излома

№ точки (рис.2)	Содержание элементов, масс. %			
	Mg	Al	Si	Fe
11	4,71	82,61	11,27	1,41
12	4,51	83,35	9,46	2,68
13	5,13	84,72	8,11	2,04

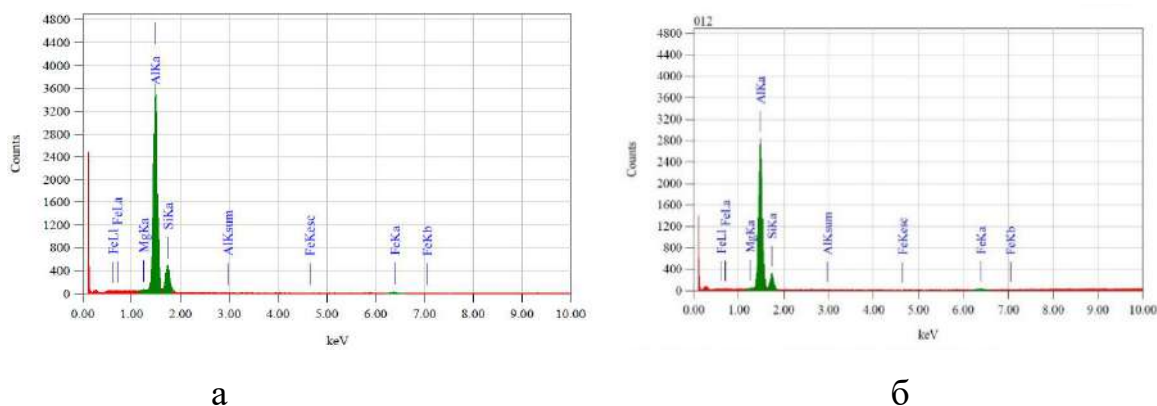


Рисунок 3.3 – Спектрограмма результатов МРСА с поверхности излома: а) точка 11 (рисунок 3.2); б) точка 12 (рисунок 3.2)

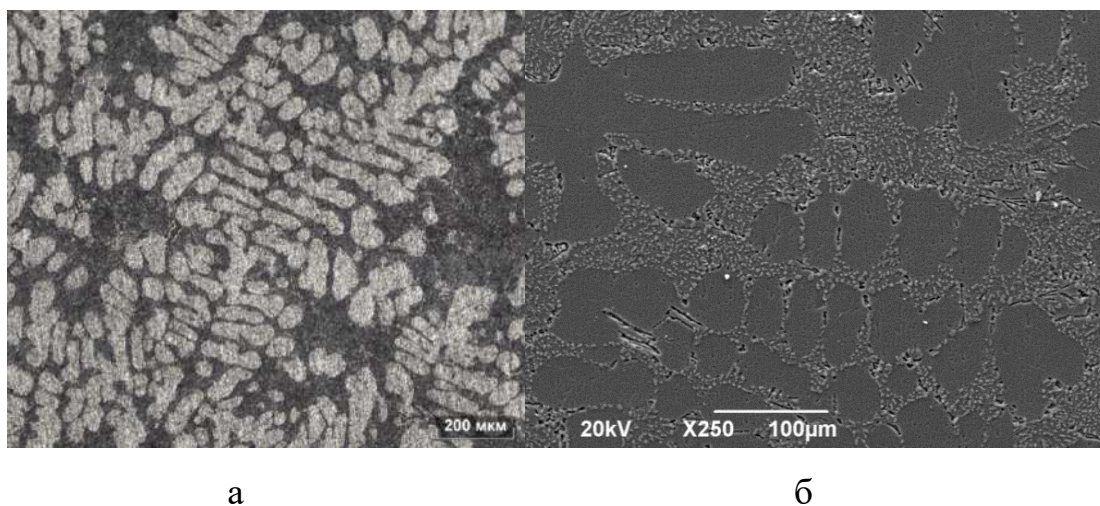


Рисунок 3.4 – Внешний вид микроструктуры: а) световая микроскопия; б) электронная микроскопия

Данные, полученные с применением электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа, позволяют определить основные фазы: α (светлые зоны), α +Si (темные зоны). В фазе α +Si наблюдаются дисперсные выделения Si размером менее 5 мкм (рисунок 3.5а). По результатам микрорентгеноспектрального анализа установлено, что $\text{Al}_{32}\text{Si}_{10}\text{Fe}_5\text{Mn}$ и $\text{Al}_{37}\text{Si}_5\text{Fe}_5\text{Mn}$ (рисунок 3.5 б, в), частично выкрошившиеся в процессе шлифования и полировки (рисунок 3.5в). Также наблюдаются выделения фазы $\text{Al}_{36}\text{Si}_3\text{Fe}_6\text{Mn}_3$ в скелетообразной форме (рисунок 3.5г).

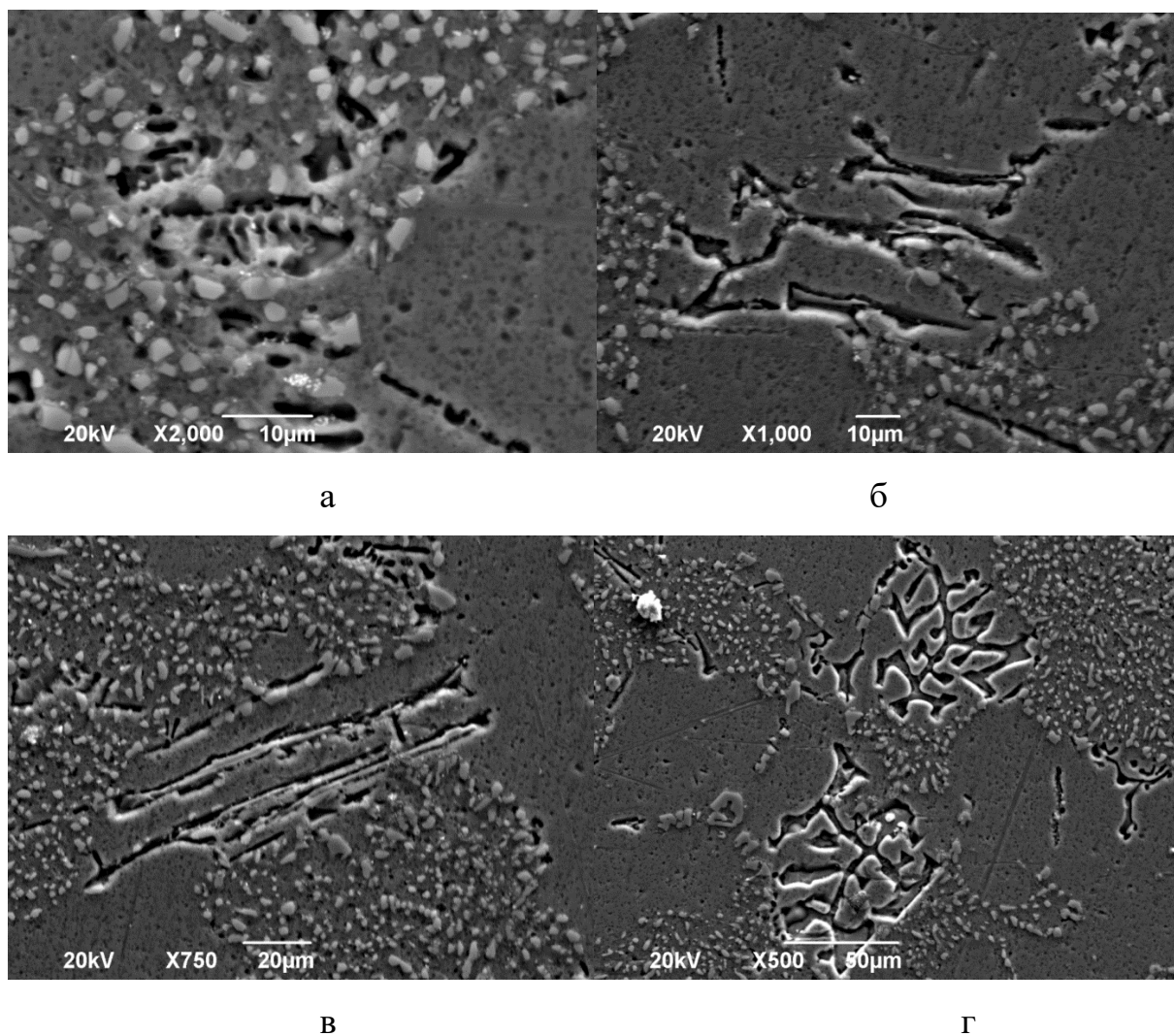
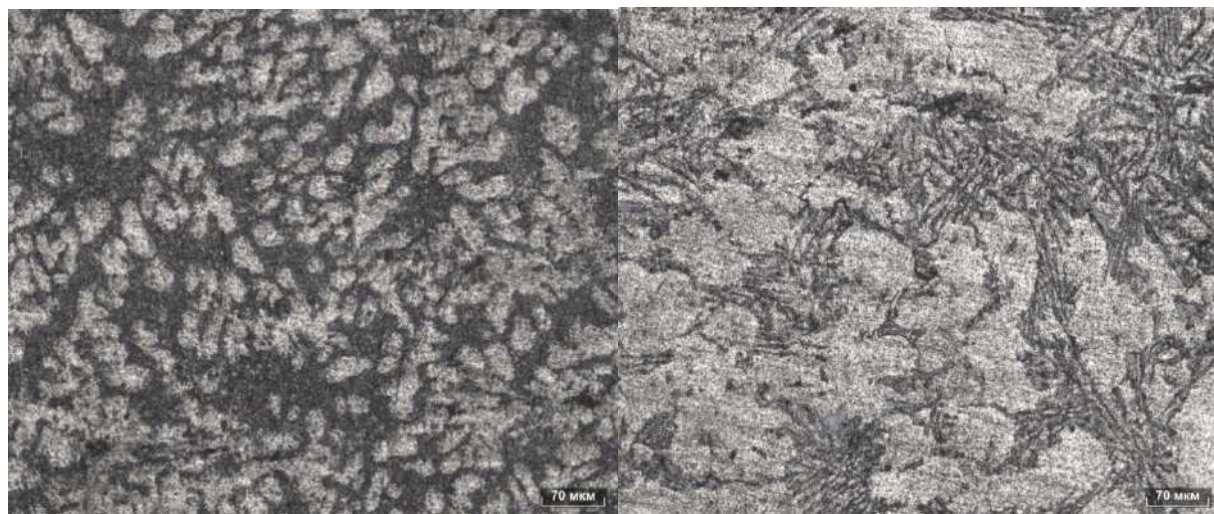


Рисунок 3.5 – Микроструктура образцов плавки (5-8): а) выделения кремния; б) фазы $Al_{32}Si_{10}Fe_5Mn$ и $Al_{37}Si_5Fe_5Mn$; в) области выкрашивания хрупких пластин фаз $Al_{32}Si_{10}Fe_5Mn$ и $Al_{37}Si_5Fe_5Mn$; г) фаза $Al_{36}Si_3Fe_6Mn_3$ в скелетообразной форме

Микроструктура образцов чушек от производителя №1, соответствует модифицированному состоянию сплава АК9ч. Ветви дендритов небольшие, значительно меньше, чем в образце чушки от производителя №2. Включения кремния имеют глобулярный вид, однородны, размером до 4 мкм. Основные фазы α и $\alpha+Si$ (рисунок 3.6а). Игольчатых фаз $Al_xSi_yFe_zMn_q$ в структуре образцов чушек от производителя №1 не обнаружено.

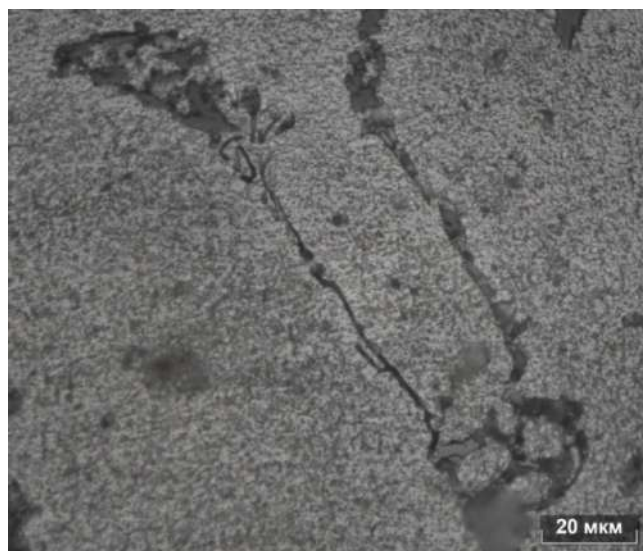
Микроструктура образца чушки от поставщика №2 соответствует не модифицированному состоянию сплава Ак9ч. Ветви дендритов крупные. Включения кремния крупные и игольчатые. Основные фазы α и $\alpha+Si$ (рисунок

3.6б). Наблюдаются, фазы, представленные в виде в виде темных иглообразных включений (рисунок 3.6в).



а

б



в

Рисунок 3.6 – Микроструктура исходной чушки различных производителей:
 а) микроструктура чушки производителя №1; б) микроструктура чушки
 производителя №2; в) пластинчатая фаза в микроструктуре чушки производителя
 №2

Анализ результатов проведенных исследований позволяет предположить, что присутствие в изломе образцов от плавок 5-8 блестящих участков обусловлено структурно-фазовым составом сплава. Они представляют собой зоны со сглаженным рельефом, которые образовались по хрупкому механизму разрушения. Наиболее вероятной причиной, объясняющей данное явление, является

присутствие в структуре зон с грубыми иглообразными выделениями, которые представляют собой хрупкие пластины $Al_xSi_yFe_zMn_q$ с выраженной границей раздела. В процессе испытаний на растяжение или при других разрушающих испытаниях данные выделения выступают в виде концентраторов (разрывов в металле). Соответственно, когда фронт развития трещины проходит через твердые пластинчатые выделения происходит их выкрашивание (они твердые и слабо удерживаются в основном металле, в процессе шлифовки и полировки образцов они выкрашивались, оставляя полости с гладкими стенками), а на их месте остаются гладкие участки, которые блестят в изломе. Также можно предположить, что данные фазы устойчивы в расплаве (не растворяются в матрице) и при охлаждении будут выступать в виде центров кристаллизации, а так как по своему виду они представляют собой еще и острый концентратор напряжений, то провоцируют образование дефектов.

Учитывая, что кремний кристаллизовался в виде мелких частичек сферической формы, можно констатировать, что используемый модификатор эффективен для воздействия на кремний входящий в состав эвтектики ($\alpha+Si$). При этом для воздействия на игольчатые фазы $Al_xSi_yFe_zMn_q$ требуется корректировка технологического процесса. При введении 0,2-0,5% Mn, как правило, удается подавить образование хрупких пластин фазы $Al_xSi_yFe_zMn_q$, однако в исследуемых плавках (5-8), несмотря на содержания Mn 0,28-0,32%, эта фаза сохраняется, так как она наследуется из исходного материала.

3.2 Особенности изготовления заправочных штуцеров из алюминиевых сплавов для термостабилизирующих систем космических аппаратов

Для изготовления изделий – заправочных штуцеров, используемых при заправке и герметизации тепловых труб термостабилизирующих систем космических аппаратов, находит применение алюминиевый сплав АД31 (1310)

системы Al-Mg-Si. Высокая пластичность сплава позволяет подвергать его операциям деформирования со значительными степенями деформации. Достоинствами сплава является также его высокая коррозионная стойкость и свариваемость [129-133].

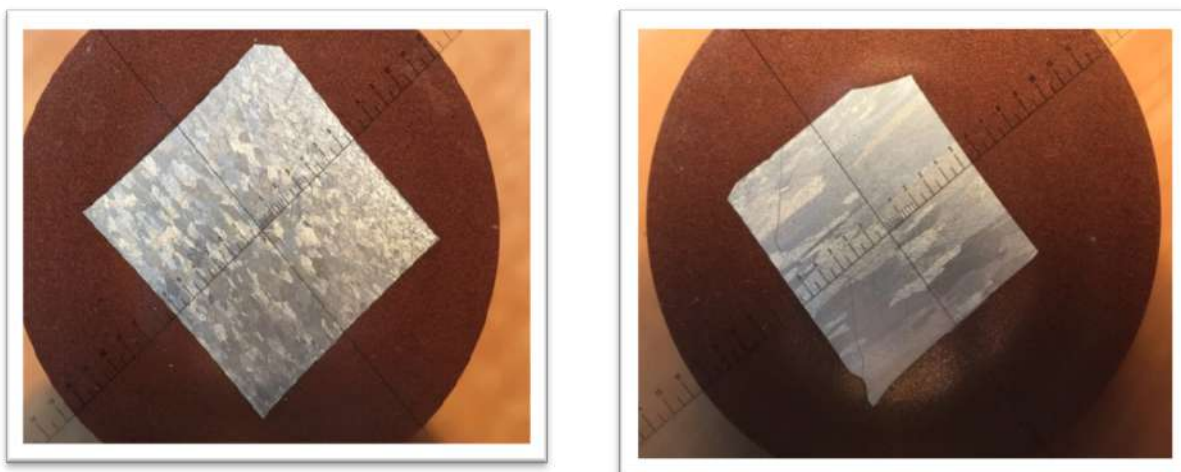
Технологическая схема производства штуцеров включает получение прессованных прутков диаметром 25 мм, их термическую обработку (состояние T), механическую обработку при изготовлении трубчатых частей штуцера из прутка, сварку составных трубчатых частей штуцера и сварку штуцера и тепловой трубы. После заправки труб проводится их герметизация путем обжатия штуцера, что может приводить к образованию трещин на его боковой стороне.

Химический состав прутков из сплава АД31Т двух поставщиков, используемых для изготовления штуцеров, представлен в табл.3.4. При этом содержание магния в прутках поставщика №1 находится в верхнем диапазоне интервала значений – 0,70-0,81 %, а в прутках поставщика №2 – в нижнем – 0,60-0,70%. Механические свойства прутков составляют: предел прочности 195-225 МПа, предел текучести 120-140 МПа, относительное удлинение 13,0-26,0 %. И химический состав и уровень механических свойств соответствует требованиям нормативных документов.

Таблица 3.4 - Химический состав (вес. %) прутков из сплава АД31Т

Al	Mg	Si	Cu	Mn	Fe	Zn	Ti	Cr
остальное	0,60- 0,81	0,34- 0,57	0,01 - 0,02	0,04- 0,06	0,17- 0,24	0,01	0,04	<0,01

На рисунке 3.7 приведена макроструктура утяжного конца прутков поставщика №1(рисунок 3.7а) и поставщика № 2(рисунок 3.7б). Размер зерна прутков поставщика №1 меньше и зерна имеют равноосную форму. Различия в зеренной структуре следует связывать с различными условиями деформационно-термической обработки сплава на разных предприятиях и различиями в содержании магния. При этом прутки поставщика №2 имеют значения пределов прочности и текучести на нижнем уровне приведенных интервалов.



а

б

Рисунок 3.7 - Макроструктура прутков из сплава АД31Т: а) поставщик №1;
б) поставщик №2

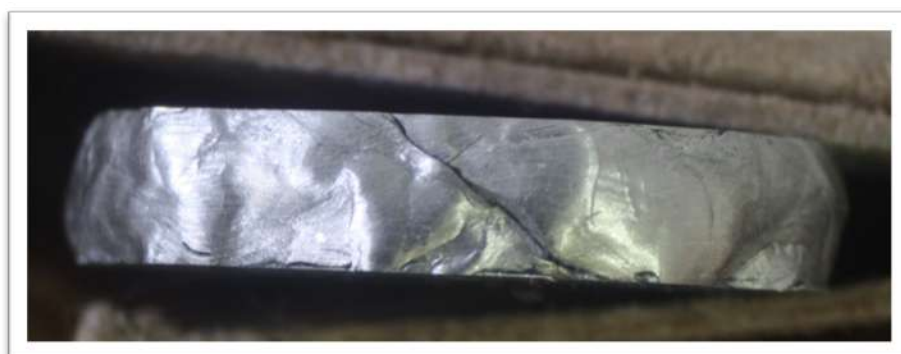
В ходе микроструктурного анализа установлено, что размеры интерметаллидных фаз в прутках обоих поставщиков значительно не различаются.

С целью сравнительной оценки деформируемости сплава двух поставщиков проведена осадка образцов (по 3 образца) диаметром 10 мм и высотой 20 мм. На одном образце из трех из прутка поставщика №1 после осадки обнаружена трещина, развивающаяся под углом 45° и на всех образцах на поверхности образовалась «апельсиновая корка», повторяющая рельеф макрозерна прутка (рисунок 3.8а). На всех трех образцах из прутка поставщика №2 выявлены трещины, а «апельсиновая корка» имеет более грубый вид (рисунок 3.8б).

При сплющивании образцов – имитаторов (рисунок 2.1) под нагрузкой 5 и 20 тонн установлено, что на образцах обоих поставщиков трещины не выявлены, течение металла равномерное, силуэт на торцах сплюснутых образцов близок к прямоугольному, на боковых кромках выявляется «апельсиновая корка» визуально и тактильно более грубая на образцах поставщика № 2 (сравнение рисунков 3.9 а и б). Идентична микроструктура образцов обоих поставщиков в зоне схлопывания стенок на торце образца при нагрузке 20т (рисунок 3.9в).



а



б

Рисунок 3.8 - Внешний вид осаженных образцов: а) поставщик №1; б) поставщик №2

Таким образом, при испытаниях на сплющивание (имитирующих обжатие штуцера) образцов – имитаторов установленные ранее различия в содержании магния, размерах зерна и поведении образцов при осадке не сказались на способности сплава пластически деформироваться без разрушения при обжатии.

Измерение твердости в участках 1,2 и 3 штуцеров (рисунок 2.2), срезанных с тепловых труб, проводилось в продольном сечении, при этом по длине каждого участка (~ 15 мм) делалось три замера. При продвижении слева на право по длине участков твердость составила: 1 участок – 926, 709, 634 МПа; 2 участок – 581, 619, 636 МПа; 3 участок – 561, 712 и 851 МПа. При наличии существенного разброса значений твердости, тем не менее, проявляется тенденция формирования повышенного уровня твердости в областях штуцера, прилегающих к зонам сварки (левый край 1 участка - 926 МПа и правый край 3 участка – 851 МПа). Химический состав по длине штуцера соответствует требованиям нормативных документов.



а



б



в

Рисунок 3.9. - Боковая (а – поставщик № 1, б – поставщик №2) и торцовая (в – поставщик № 2) поверхность образцов – имитаторов после сплющивания при нагрузке 5т (а и б) и 20 т (в).

Исследования макроструктуры вышеуказанных трех участков в поляризованном свете показали, что в областях штуцера, приближенным к зонам сварки, зеренная структура сплава не выявляется (рисунок 3.10 б, в), в отличие от областей, отдаленных от них (рисунок 3.10 а, в). В исходном состоянии (пруток) зеренная структура сплава выявляется хорошо (рисунок 3.10 г).

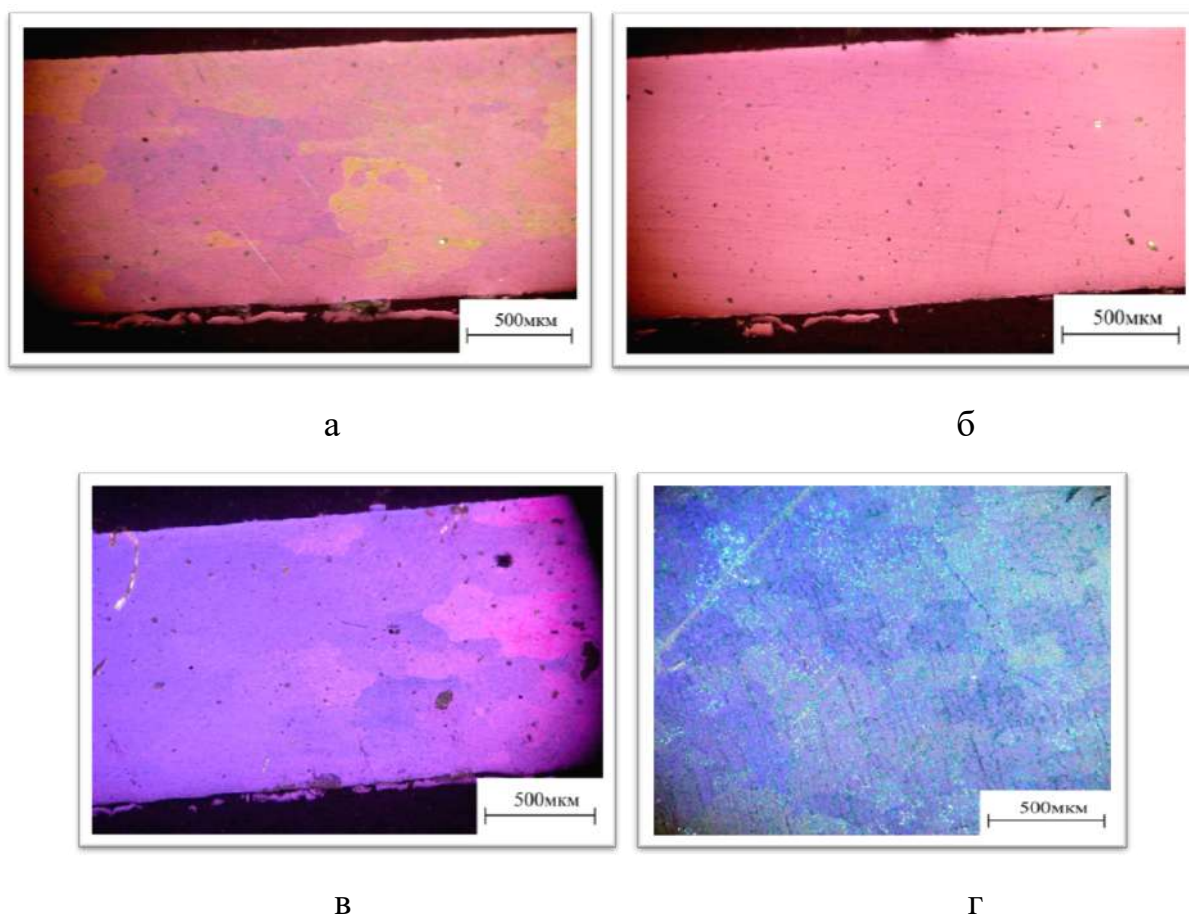
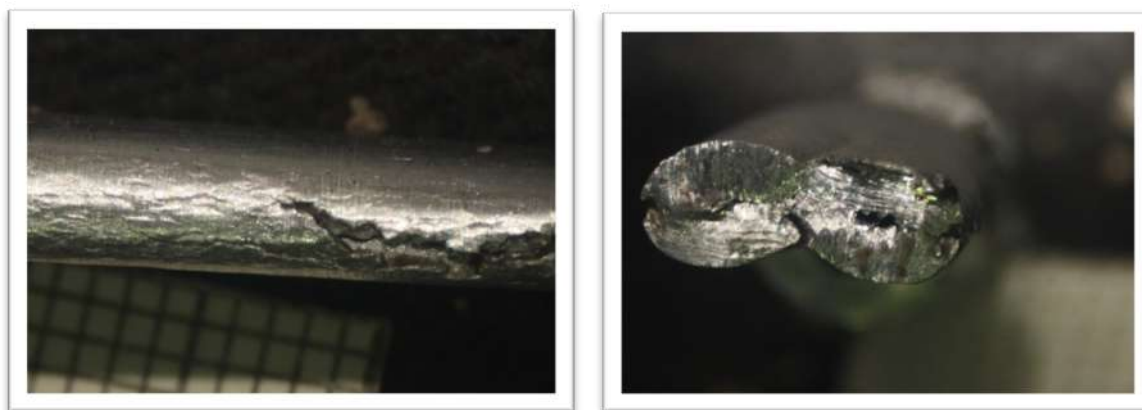


Рисунок 3.10 - Микроструктура сплава АД31: а) участок 2 штуцера; б) участок 3 штуцера; область, прилегающая к зоне сварки; в) участок 1штуцера; слева – область, приближенная к зоне сварки; г) исходный пруток.

Из каждого участка штуцера вырезались трубчатые образцы и подвергались сплющиванию при нагрузке 5т до схлопывания стенок. На боковых поверхностях образцов, вырезанных из участков 2 и 3 (рисунок 2.2), формировалась «апельсиновая корка» и образовывались трещины (рисунок 3.10 а), а силуэт торца напоминал цифру «8» (рисунок 3.11 б), что соответствовало внешнему виду разрушившихся штуцеров при обжатии после заправки. Образец из зоны 2 при сплющивании не треснул, а силуэт образца имел прямоугольную форму (рисунок 3.11 в).



а

б



в

Рисунок 3.11 - Внешний вид образцов, вырезанных из штуцера, после сплющивания: а) боковая поверхность образца из участка 1; б) торцовая поверхность образца из участка 1; в) торцовая поверхность образца из участка 2.

Анализ полученных результатов показывает, что образование трещин при сплющивании образцов связано с формированием в приближенных к зонам сварки областях сплава структурного состояния с повышенной твердостью и хрупкостью. При этом установлено, что для такого структурного состояния характерна пониженная травимось зернограничных зон, что затрудняет выявление зеренной структуры сплава.

Известно [133-135], что в дисперсионно-упрочняемых алюминиевых сплавах в зонах термического влияния сварки могут происходить растворение или образование упрочняющих выделений. Поскольку перед сваркой сплав АД31 находился в зонносостаренном состоянии, то в зоне термического влияния при

нагреве будет иметь место растворение зонных выделений или их преобразование в выделения фазового типа. Итоговый результат трансформации микроструктуры определяется температурой нагрева и временем ее воздействия. Например, при нагреве зонносостаренных сплавов до температуры 230-270°C протекает явление термического возврата [136] и за время 30-120с сплав возвращается в свежезакаленное состояние, а при дальнейшей выдержке начинается распад пересыщенного твердого раствора с образованием выделений фазового типа.

Затруднения в выявлении зеренной структуры сплава в областях штуцера, прилегающих к зоне сварки, связаны с растворением преимущественно образовавшихся здесь при естественном старении в виде непрерывных скоплений выделений зонного типа. Образующиеся в последствии выделения фазового типа уже не формируют по границам непрерывные прослойки, а представляют собой отдельно расположенные частицы, что и затрудняет выявление границ зерен при травлении [136,137]. Кроме того, образование частиц фаз в сплавах системы Al-Mg-Si при старении приводит к росту твердости и охрупчиванию сплавов [138], по сравнению с зонносостаренным состоянием.

Исследование химического состава на поверхности излома, полученного после проведения обжатия штуцера, с применением рентгеноспектрального микроанализа выявило наличие повышенной концентрации магния. Данное явление также свидетельствует о процессах распада твердого раствора в зоне термического влияния сварки.

С целью подтверждения влияния указанных структурно-фазовых превращений на деформируемость сплава образцы - имитаторы, изготовленные из прутков поставщика № 1, были подвергнуты дополнительному нагреву длительностью 60 минут до температур в интервала 100-400°C и последующему сплющиванию при нагрузке 5т. Появление развитой трещины на боковых поверхностях было выявлено в образцах, нагретых до 200 °C; при температуре 150 °C удалось выявить зарождающийся дефект типа надрыва. При остальных температурах нагрева образование трещин не установлено. В тоже время, нагрев и выдержка при 200 °C второго участка штуцера, изготовленного из прутка

поставщика № 2, и последующее его сплющивание не привело к образованию трещин. Последнее объясняется различиями в химическом составе прутков разных поставщиков (в содержании магния) и, возможно, разными технологическими режимами прессования и термической обработки, что определяет особенности протекания структурно-фазовых изменений в сплаве. Отсутствие образования трещин установлено и при сплющивании сваренных между собой образцов-имитаторов (поставщик прутков №1) с удаленной зоной термического влияния (рисунок 3.12). Справа на рисунке – сварной шов со срезанной верхней частью, что необходимо для обеспечения возможности сплющивания. Зона термического влияния на образце-имитаторе удалена пропилом шириной 15 мм.



Рисунок 3.12 - Один из сваренных образцов-имитаторов (с удаленной зоной термического влияния) после сплющивания.

Выполненные исследования показали, что для исключения случаев разрушения штуцеров при обжатии следует исключить снижение деформируемости сплава в зонах термического влияния сварки за счет формирования структуры сплава, содержащей выделения упрочняющих фаз. Это может быть достигнуто интенсификацией охлаждения металла использованием, например, медных теплоемных колец по обе стороны от сварного шва. Внешний вид медного теплоемного кольца представлен на рисунке 3.13. Апробация данного метода показала, что в этом случае в прилегающих к зонам сварки участках отсутствует повышенный уровень твердости и трещины при сплющивании

образцов и обжатию штуцеров отсутствуют. В данных участках также хорошо выявляется зеренная структура сплава.



Рисунок 3.13 – Внешний вид теплосъемного кольца.

3.3 Влияние режимов старения на механические свойства и коррозионную стойкость деформируемых термоупрочняемых сплавов системы Al-Mg-Si-Cu

В ответственных конструкциях ракетно-космической техники широко используется упрочняемые термической обработкой сплавы повышенной прочности системы Al-Mg-Si-Cu. Сплавы данной системы обладают хорошей пластичностью и стойкостью к образованию трещин при горячей пластической деформации. Их применяют для изготовления штампованных заготовок и поковок [139].

Термическая обработка сплавов данной системы представляет собой закалку и старение; распад пересыщенного твердого раствора при старении протекает по двум направлениям $\alpha_{\text{пер.}} \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta(\text{Mg}_2\text{Si})$ и $\alpha_{\text{пер.}} \rightarrow \theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta(\text{CuAl}_2)$ [140 - 143].

Рекомендованные режимы термической обработки для сплава АК6 включают в себя искусственное старение при температуре $160 \pm 5^\circ$ в течение 10-15 часов [144], что является фактором, существенно увеличивающим цикл изготовления деталей. Исследования кинетики старения показывают

потенциальную возможность обеспечить высокие механические характеристики при сокращенном времени старения [144, 145], если увеличить температуру. Однако для сплавов системы Al-Mg-Si-Cu в зависимости от режимов старения может наблюдаться склонность к коррозионной повреждаемости, активизированной структурно-фазовыми напряжениями [139, 143].

Исследования по совершенствованию режимов старения алюминиевых сплавов проводятся весьма активно. Направлениями таких исследований являются поиск режимов ускоренного искусственного старения [146 - 148], разработка режимов трехступенчатого старения [149], уточнение изменений фазового состава в процессе распада пересыщенных твердых растворов [150-152], формирование улучшенных свойств сплавов [147,153]. Однако для использования скорректированных режимов старения в реальном производстве требуется их отработка на конкретных изделиях с дифференцированным подходом к требованиям по уровню эксплуатационных свойств.

Химический состав исследуемого сплава представлен в таблице 3.5.

Таблица 3.5 - Химический состав исследуемого сплава (вес. %)

Марка	Cu,%	Mg,%	Mn,%	Fe,%	Si,%	Zn,%	Al,%
АК6	2,55	0,53	0,69	0,24	1,02	<0,3	Остальное

Образцы для исследований механических и коррозионных свойств были подвергнуты закалке по следующему режиму: нагрев до $t=520\pm 3^{\circ}\text{C}$, выдержка 2 часа, охлаждение в воде. Старение осуществлялось по двум основным режимам: режим 1 - температура старения ($T_{\text{ст.}}$) $160\pm 5^{\circ}$, выдержка 12 часов и режим 2 - $T_{\text{ст.}}=175\pm 5^{\circ}\text{C}$, выдержка 3 часа.

Режим 1 является традиционно используемым, типовым режимом старения. Исследования зависимости механических свойств поковок сплава АК6 в высотном направлении от продолжительности и температуры старения показывают, что режим старения при повышенной температуре 175°C позволяет потенциально обеспечить механические характеристики, соответствующие требованиям ОСТ 1.90073-85. Дальнейшее повышение температуры старения нецелесообразно ввиду

снижения уровня прочностных свойств. Режим ускоренного старения в отрасли космического машиностроения не применяется в соответствии с рекомендациями инструкции ВИАМ 904-69. Вероятной причиной использования длительного старения является ожидание формирования лучших коррозионных свойств, за счет релаксации напряжений, обусловленных фазовыми превращениями. В работе выполнена оценка возможности применения ускоренного старения для деталей ракетно-космической техники из алюминиевых сплавов.

Микроструктура образцов из сплава АК6 после закалки и различных режимов старения приведены на рисунке 3.14.



а

б



в

Рисунок 3.14 - Микроструктура образцов: а) микроструктура после закалки; б) микроструктура после закалки и старения при $t=165\pm 5^{\circ}\text{C}$, выдержка 12 часов; в) микроструктура после закалки и старения при $t=175\pm 5^{\circ}\text{C}$, выдержка 3 часа.

Микроструктура сплава после закалки представляет собой алюминиевый твердый раствор с отдельными включениями нерастворимых фаз, признаков пережога в микроструктуре не обнаружено. После старения в микроструктуре на фоне светлой матрицы с выраженными границами зерен видны выделения

упрочняющих фаз, ориентированных в направлении деформации (рисунок 3.14 б,в). Светло серые включения представляют собой фазу CuAl_2 , темная составляющая – Mg_2Si [154]. Существенных отличий по микроструктуре в образцах, состаренных по режимам 1 и 2 (при увеличениях до $\times 1000$) не выявлено.

Результаты испытаний механических свойств после термической обработки по двум режимам приведены в таблице 3.6.

Таблица 3.6 - Результаты испытаний механических свойств

Режим термообработки	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	НВ
Закалка $t=520\pm 3^\circ\text{C}$, выдержка 2 часа, вода. Старение $t=160\pm 5^\circ$, выдержка 12 часов	450	380	18,0	120-140
Закалка $t=520\pm 3^\circ\text{C}$, выдержка 2 часа, вода. Старение $t=175\pm 5^\circ$, выдержка 3 часа	440	360	15,0	120-140

Сопоставления механических характеристик, полученных по двум режимам, с требованиями нормативной документации приведены на рисунке 3.15.

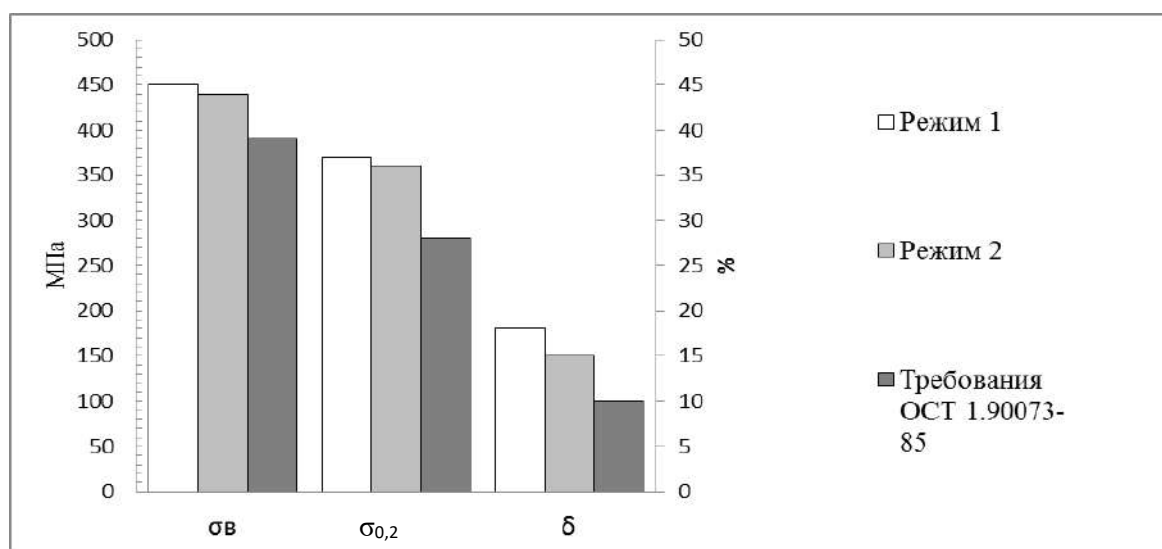


Рисунок 3.15. – Зависимость механических свойств штамповок из сплава АК6 от режима старения.

Как видно из представленной диаграммы, традиционный режим старения обеспечивает прочностные свойства выше на 2,2% для σ_b и 5,2% для $\sigma_{0.2}$, а относительное удлинение выше на 17% по сравнению с режимом термической обработки с ускоренным режимом старения. При этом, исходя из диаграммы, видно, что оба режима обеспечивают выполнения требований ОСТ 1.90073-85 с существенным запасом.

Анализ полученных результатов испытаний на РК показал, что образцы проявляют различную стойкость к РК в зависимости от варианта термообработки. На образцах, термообработанных по традиционному варианту, площадь с отслоениями на поверхности составила до 65%, наибольший диаметр отслоений до 5 мм, на поверхности образцов имеются единичные язвы диаметром до 2 мм. Трещин по торцам не обнаружено. Стойкость сплава в баллах по десятибальной шкале соответствует 6-7 баллу. На образцах при ускоренном режиме старения, площадь с отслоениями на поверхности составляет до 25%, наибольший диаметр отслоений до 4 мм, на поверхности некоторых образцов имеются единичные коррозионные язвы диаметром до 1 мм. Трещин по торцам не обнаружено. Стойкость сплава в баллах по десятибальной шкале соответствует 5 баллу. Внешний вид образцов после испытаний представлен на рисунке 3.16.

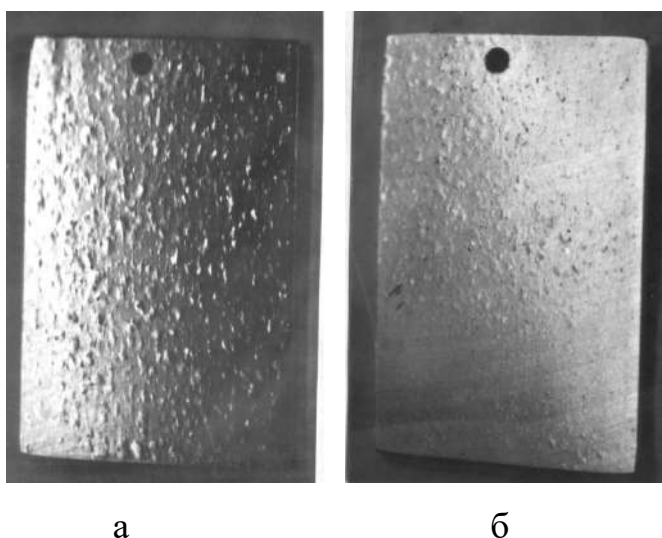


Рисунок 3.16 – Внешний вид образцов после испытаний на РК: а) старение 160°C 12 часов; б) 175°C 3 часа

Данные по глубине межкристаллитной коррозии представлены в таблице 3.7.

Таблица 3.7 - Результаты испытаний на склонность к МКК и ОК

Режим термообработки	Глубина МКК, мкм	Время до появления очагов ОК, сут
Закалка $t=520\pm 3^{\circ}\text{C}$, старение $t=160\pm 5^{\circ}$, выдержка 12 часов	300 - 650	2
Закалка $t=520\pm 3^{\circ}\text{C}$, старение $t=175\pm 5^{\circ}$, выдержка 3 часа	400 - 650	3

МКК распространена в основном по всему периметру поверхности шлифов для обоих вариантов термической обработки на одинаковую глубину. Внешний вид коррозионных повреждений образцов представлен на рисунке 3.17.

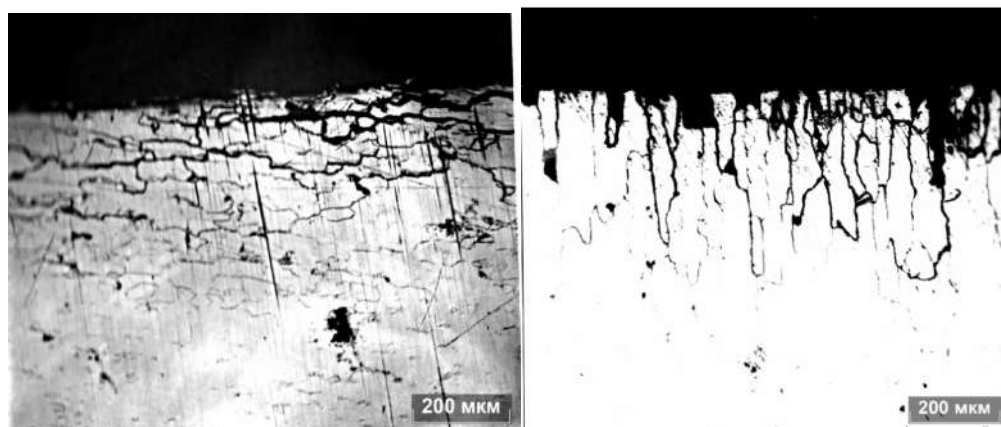


Рисунок 3.17 – Образцы после испытаний на МКК: а) старение 160°C 12 часов; б) 175°C 3 часа.

Результаты испытаний на ОК показали, что коррозионная стойкость образцов, термообработанных по режиму 1, несколько ниже, чем коррозионная стойкость образцов, термообработанных по режиму 2. Так первые коррозионные точки на образцах по режиму 1 появились через 2 суток испытания, на образцах по режиму 2 – через 3 суток. Через четверо суток испытания единичные темные точки (1-3 шт) обнаружены, при режиме 1 на 5 образцах, при режиме 2 на двух образцах по 1 точке. При дальнейших испытаниях установлено, что количество коррозионных точек на образцах по режиму 1 больше, чем на образцах по режиму 2. Коррозионные повреждения представлены в основном точками темно-серого цвета, в отдельных точках имеется незначительный налет продуктов коррозии.

3.4 Влияние выдержки при отрицательных температурах после закалки на процессы последующего старения сплавов системы Al-Mg-Cu

Для оптимизации цикла технологических переходов между операцией термической обработки и холодной деформации проведены исследования по возможности сохранения структурного состояния сплавов Д1 и Д16, формирующегося в процессе закалки.

Выполненные ранее исследования кинетики старения алюминиевых сплавов позволили выявить зависимости изменения основных свойств от температуры и времени старения [155, 156].

Анализ кинетических кривых показывает, что при отрицательных температурах распад твердого раствора происходит значительно медленнее. Так для сплава Д16 при температуре выдержки -50°C существенный рост прочности не наблюдается на протяжении 7 суток, а при температуре -5°C предел прочности начинает существенно повышаться после 24 часов выдержки [157].

Термоупрочняемые алюминиевые сплавы, применяемые в процессах холодной обработки давлением (гибка, штамповка, отбортовка и т.д.), рекомендуется подвергать деформационной обработке в свежезакаленном состоянии, так как обеспечивается сравнительно низкое отношение предела текучести к пределу прочности ($\sigma_{0,2}/\sigma_B \approx 0,37$) [158]. Нарушение данного требования приводит к образованию брака, а именно к образованию трещин или формированию крупнокристаллической структуры в виде дефекта типа «апельсиновая корка» в зонах наибольшей вытяжки материала. Также отмечено, что в сплавах типа Д16, где основной упрочняющей фазой является Al_2CuMg [159, 160], нагартовка после закалки вызывает существенное повышение прочностных свойств при последующем естественном старении [161-163].

В процессе выполнения работы исследованы:

- кинетика старения сплавов Д16 и Д1 при отрицательной температуре -10°C ;

- влияние длительности выдержки при отрицательных температурах на уровень механических свойств сплавов после последующего старения при $t=20^{\circ}\text{C}$ в течение четырех суток;

- кинетика старения сплавов Д16 и Д1 при температуре 20°C после выдержки при отрицательных температурах.

Химический состав исследуемых сплавов представлен в таблице № 3.8.

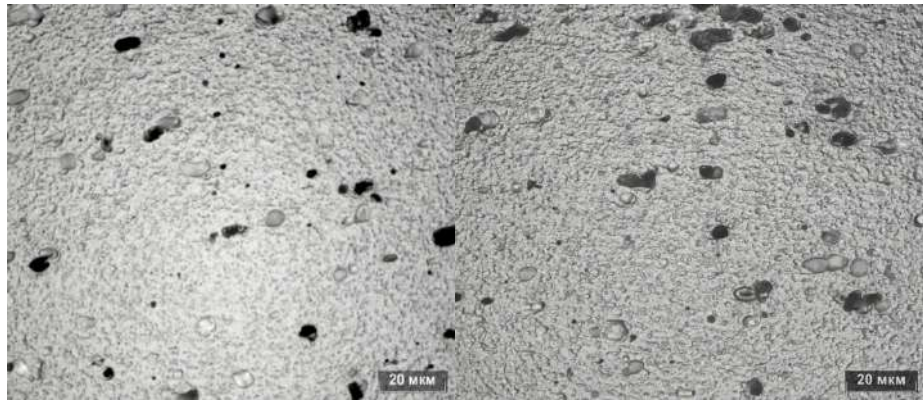
Таблица 3.8 - Химический состав исследуемых сплавов

Марка	Cu,%	Mg,%	Mn,%	Fe,%	Si,%	Al,%
Д1АМ	4,20	0,63	0,65	0,30	$\leq 0,5$	Остальное
Д16АМ	4,00	1,60	0,60	0,29	$\leq 0,5$	Остальное

Микроструктура образцов из сплава Д16АМ и Д1АМ в исходном состоянии приведена на рисунке 3.18 и представляет собой твердый раствор α -фазы с включениями упрочняющих и избыточных фаз.

После закалки сплавы системы Al-Cu-Mg находятся в пластичном состоянии необходимом для выполнения операций холодной деформации. В начальный период процесс старения осуществляется за счет распада пересыщенного твердого раствора с образованием зон Гинье-Престона когерентных с матрицей [157]. Поэтому деформацию необходимо проводить до наступления процессов интенсивного зонного старения. Свойства искусственно состаренных сплавов Д1 и Д16 (фазовое старение) практически не зависят от продолжительности перерыва между закалкой и искусственным старением, однако при одинаковом времени старения количество фаз увеличивается с повышением температуры старения [158]. Исходя из этого, в промышленной практике не существует ограничений относительно периода времени между закалкой и искусственным старением сплавов системы Al-Cu-Mg.

Для процессов естественного старения на стадии зонного упрочнения характерны локальные искажения кристаллической решетки и отсутствие частиц выделений легирующих элементов из пересыщенного твердого раствора [159]. В некоторых случаях зонное старение начинается после инкубационного периода.



а

б

Рисунок 3.18 – Микроструктура образцов в исходном состоянии: а) Д16АМ; б) Д1АМ

Для сплавов системы Al-Cu-Mg имеются данные о кинетике процессов зонного старения, сопровождаемых изменениями механических свойств и удельного электросопротивления (рисунок 3.19) [157]. Однако сведения о влиянии выдержки после закалки при отрицательных температурах на кинетику старения и формирование механических свойств для сплавов этой системы широко не известны.

Для установления возможности задержки процессов интенсивного старения, образцы из листового проката после закалки в селитровой ванне были подвергнуты воздействию отрицательных температур (-10 °С) в условиях температурной камеры. Время выдержки после закалки до начала испытаний составляет 0 (режим № 1), 12 (режим №2), 24 (режим № 3), 72 (режим № 4) и 168 (режим №5) часов.

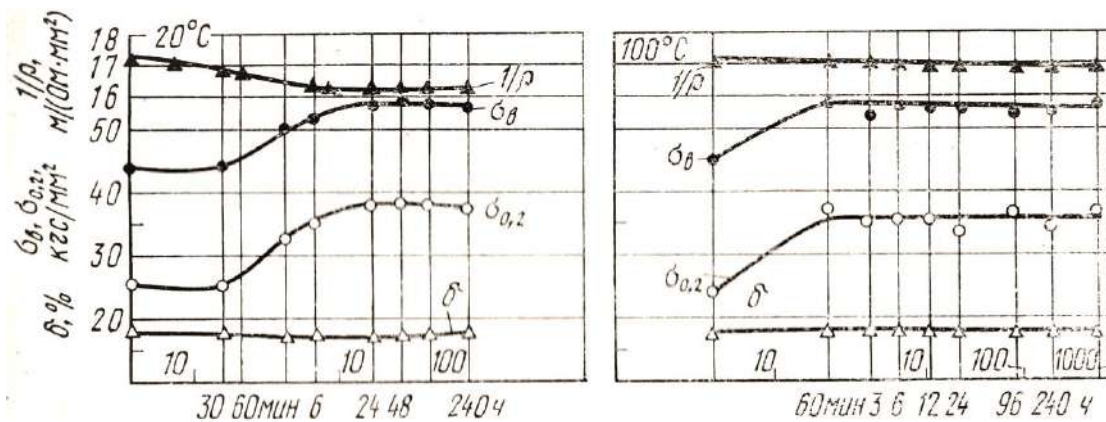


Рисунок 3.19 – Зависимость механических свойств и удельного электросопротивления на стадии преобладающего зонного старения от продолжительности старения при температуре 20°C и 100 °С (Д16) [157].

После воздействия холодом образцы немедленно испытывались в помещении с температурой 20°C. Результаты испытаний приведены в таблице №3.9, а также на рисунке 3.20.

Анализ значений в таблице 3.9 позволяет утверждать, что процесс распада пересыщенного твердого раствора при температуре -10°C замедляется. Значения предела прочности демонстрируют существенный рост через 72 часа выдержки. Исходя из вида графиков (рисунок 3.20), свежезакаленное состояние сплавов Д16 и Д1 при температуре -10°C сохраняется до 48 часов.

Таблица 3.9 - Механические свойства образцов после закалки и выдержки при отрицательной температуре

№ режима	Время выдержки при отрицательной температуре	Сплав Д1		Сплав Д16	
		Механические свойства		Механические свойства	
		σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %
1	0	280	22,1	320	20,0
2	12 часов	280	22,1	320	19,8
3	24 часа	282	21,6	321	19,9
4	72 часа	297	21,3	330	19,7
5	168 часов	342	20,5	380	19,7

Часть образцов после закалки и выдержки при отрицательной температуре проходили естественное старение в течение 4-х суток при комнатной температуре $t=20^\circ\text{C}$. Данные окончательных механических свойств приведены в таблице 3.10. Из данных таблицы видно, что механические свойства вне зависимости от времени выдержки при температуре -10 °C после 4х суток естественного старения имеют одинаковые значения.

Для установления времени выдержки (инкубационного периода) до начала ускоренного процесса естественного старения при температуре $t=20^\circ\text{C}$ после закалки и выдержки при отрицательных температурах, часть образцов по варианту

№ 3 (24 часа выдержки при отрицательной температуре) были испытаны сразу после внесения в комнату, затем после получаса, 1 часа, 1,5 часов, 3-х часов и 4-х часов. Данные механических свойств приведены в таблице № 3.10 и на рисунке 3.21.

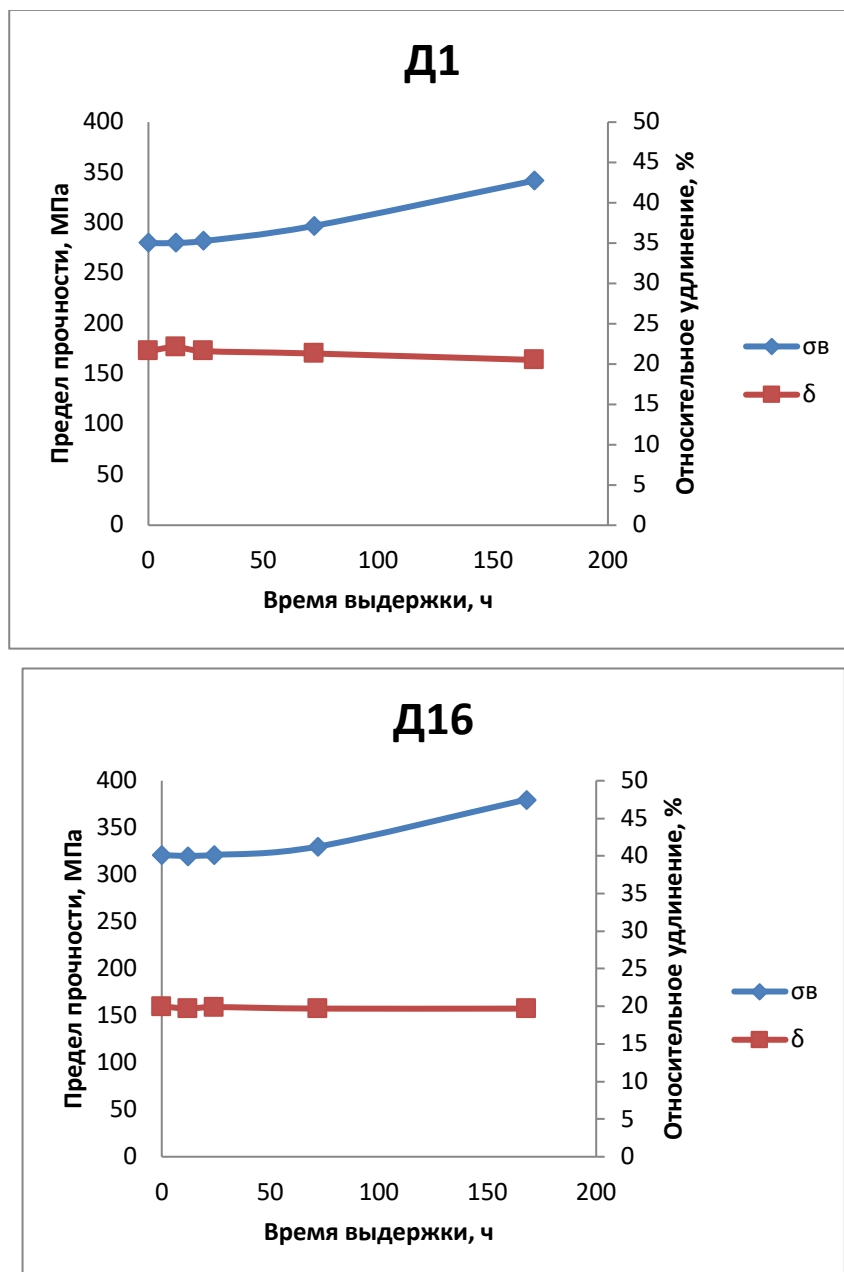


Рисунок 3.20 - Зависимость свойств сплавов от времени выдержки при отрицательной температуре в свежезакаленном состоянии до начала испытаний

Полученные результаты (таблиц 3.11, рисунок 3.21) выявили различие в кинетике старения для сплава Д1 и Д16. Так, для сплава Д1 инкубационный период до начала интенсивного старения составил 180 минут, а для сплава Д16 - 120 минут.

Ранее было выявлено, что при температуре $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$ свежезакаленное состояние сплавов сохраняется в течение 48 часов. Установлено, что закономерности кинетики естественного старения (при температуре 20°C), выявленные после 24 часов выдержки в холоде, наблюдаются и после 48 – часовой выдержки.

Таблица 3.10 - Механические свойства образцов после закалки, выдержки при отрицательной температуре и 4-х суточного естественного старения.

№ режима обработки до старения (табл.3.9)	Время выдержки при отрицательной температуре	Сплав Д1		Сплав Д16	
		Механические свойства		Механические свойства	
		$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %
1	0	391	21,1	430	20,8
3	24 часа	391	21,0	430	21,0
4	72 часа	392	21,1	428	20,8
5	168 часов	390	21,3	430	20,8

Таблица 3.11 - Значения механических свойств от времени выдержки при температуре $t=20^{\circ}\text{C}$ после воздействия отрицательной температуры.

№ режима	Время выдержки при температуре 20°C , мин	Сплав Д1		Сплав Д16	
		Механические свойства		Механические свойства	
		$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %
3-0	0	280	21,6	321	20,0
3-1	30	287	21,8	328	19,7
3-2	60	287	21,7	331	19,7
3-3	90	295	20,9	332	18,9
3-4	120	296	20,0	338	18,9
3-5	180	321	20,0	351	18,1
3-6	240	334	20,0	365	17,9

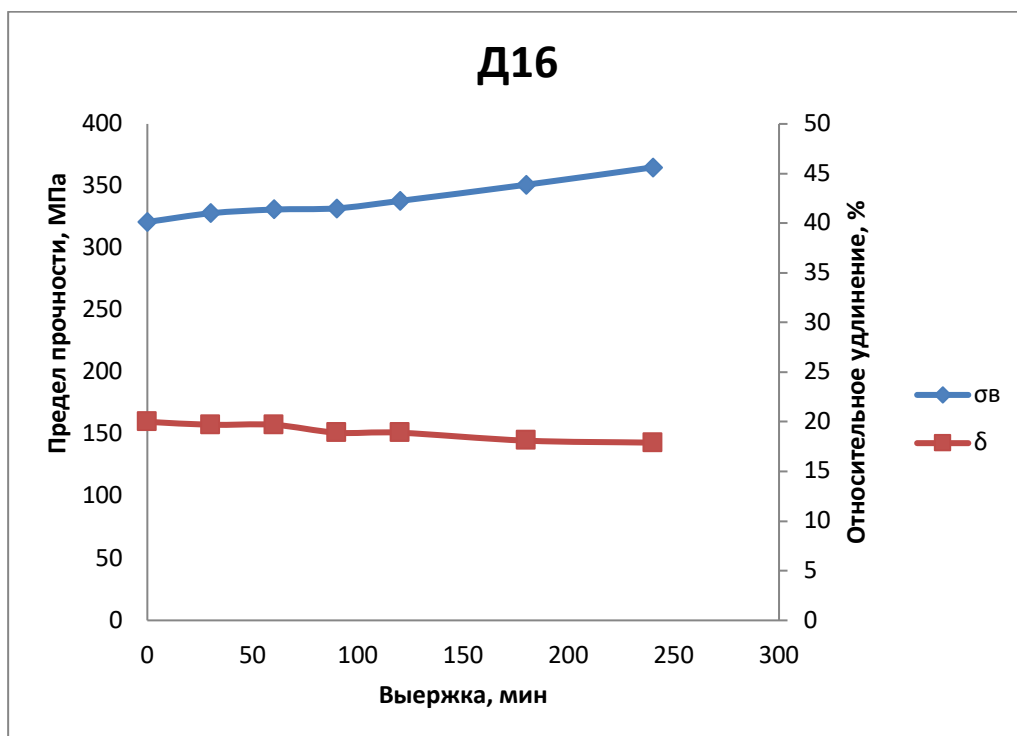
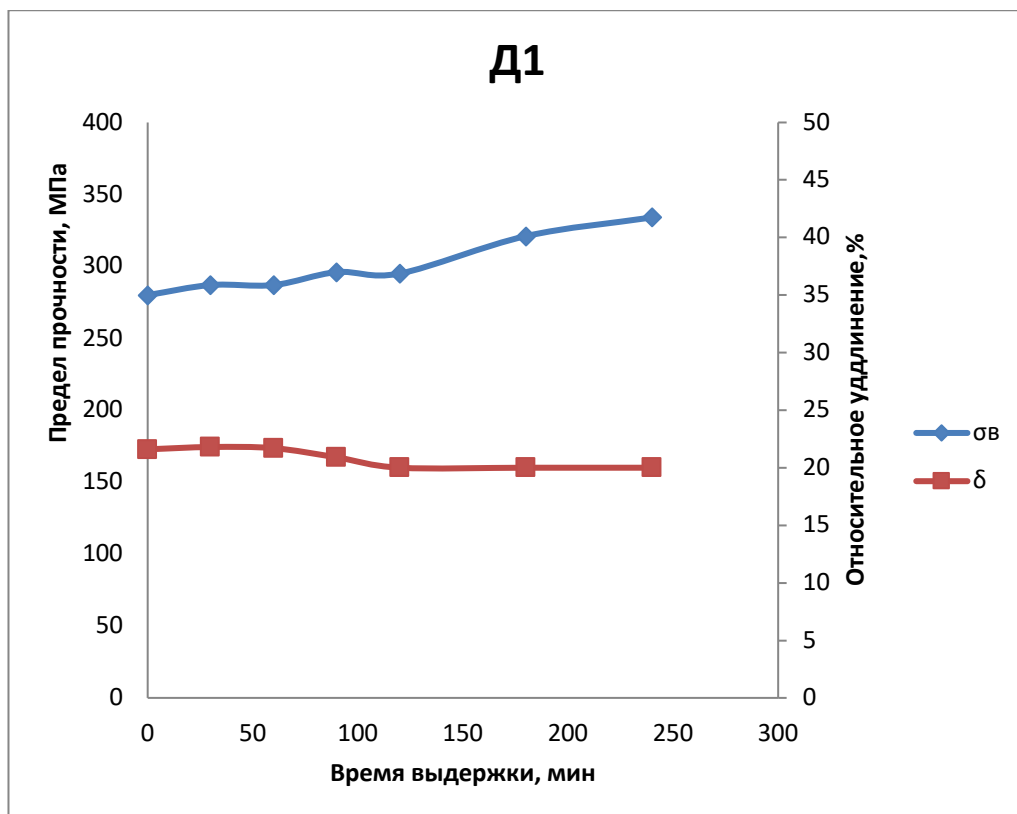


Рисунок 3.21 - Зависимость свойств сплавов от времени выдержки образцов при естественном старении после выдержки (24 часа) при отрицательной температуре в свежезакаленном состоянии.

3.5 Выводы по главе

1. Структурно-фазовое состояние исходного материала наследуется в отливках и при наличии железосодержащих фаз в виде хрупких пластин может оказывать отрицательное влияние на качественные характеристики литых заготовок.

Светлые участки в изломах отливок представляют собой зоны со сглаженным рельефом, которые образовались по хрупкому механизму разрушения, что связано с наличием в структуре хрупких пластин фазы переменного состава $Al_xSi_yFe_zMn_q$.

Традиционные методы подавления образования хрупких пластин железосодержащей фазы за счет обязательного присутствия в химическом составе сплава Mn, в случае их наследования из исходного материала, не приводят к образованию компактных равноосных полиэдров, которые в меньшей степени оказывали бы негативное влияние. Для повышения качества отливок рекомендуется использовать для приготовления шихты чушек с предварительно модифицированной структурой, в которой отсутствуют включения пластин фазы переменного состава $Al_xSi_yFe_zMn_q$.

2. Случаи разрушения штуцеров из сплава АД31Т, используемых при заправке и герметизации тепловых труб термостабилизирующих систем космических аппаратов, в процессе их обжатия после окончания заправки вызваны охрупчиванием сплава в зонах термического влияния сварки.

Повышение твердости в зонах термического влияния обусловлено трансформацией зонносостаренного состояния сплава в состояние с присутствием выделений фазового типа, что снижает пластичность и деформируемость сплава.

Интенсификация охлаждения зон термического влияния сварки за счет применения медных накладок позволяет исключить образование выделений фазового типа и предотвратить появление трещин при сплющивании образцов и обжатии штуцеров.

3. Механические свойства образцов из сплава Al-Mg-Si-Cu, состаренных по ускоренному режиму (температура старения 175 °С, время выдержки 3 часа),

несущественно ниже, чем у образцов, состаренных по типовому режиму (температурв старения 160 °С , время выдержки 12 часов) : предел прочности ниже на 2,2 %, предел текучести - на 5,2%, относительное удлинение – на 17%. При этом режим термической обработки по ускоренному варианту обеспечивает получение характеристик механических свойств, соответствующих требованиям ОСТ 1.90073-85.

Образцы, термообработанные по типовому режиму, проявляют меньшую стойкость к расслаивающей и общей коррозии, чем образцы, термообработанные по ускоренному режиму. Для обоих режимов характерна одинаковая стойкость к межкристаллитной коррозии, повреждения от которой расположены по всему периметру поверхности шлифов с максимальной глубиной проникновения 650 мкм.

Проведенные исследования позволяют рекомендовать режим ускоренного старения при температуре 175 °С длительностью 3 часа для промышленного применения при изготовлении штампованных заготовок и поковок из сплава АК6 для деталей ракетно-космической техники.

4. Свежезакаленное состояние заготовок и деталей из листовых алюминиевых сплавов Д1 и Д16 можно сохранить определенное время, помещая их немедленно после закалки в условия отрицательных температур: так при температуре -10°С оно сохраняется до 48 часов.

Время выдержки при комнатной температуре (инкубационный период) до начала ускоренного процесса естественного старения после закалки и выдержки при отрицательных температурах, обеспечивающей сохранение свежезакаленного состояния, составляет 3 часа для сплава Д1 и 2 часа для сплава Д16.

Задержка процесса естественного старения выдержкой при отрицательных температурах после закалки алюминиевых сплавов Д1 и Д16 не понижает их конечные механические свойства.

Операции холодной деформации можно проводить на сплаве Д1 в течение 3-х часов, а на сплаве Д16 в течение 2-х часов после внесения в условия

производственного цеха. Для этого время выдержки при отрицательных температурах должно быть не более 48 часов, если температура составляла -10°C , а воздействие холода началось непосредственно после закалки.

ГЛАВА 4 ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УСЛОВИЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ ПЕРСПЕКТИВНОГО ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОГО СПЛАВА Al-Mg-Sc ПРИ ПОВЫШЕННОЙ, КОМНАТНОЙ И КРИОГЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРАХ

В главе 1 показана перспективность применения сплавов системы Al-Mg-Sc в перспективной ракетно-космической технике. Однако их использование в реальных изделиях невозможно без исследований микроструктуры и свойств промышленных полуфабрикатов, изготовленных в различных условиях деформирования, а также закономерностей трансформации параметров микроструктуры и значений свойств при различных внешних воздействиях. Такие исследования выполнены в данной главе.

4.1 Оценка структурного состояния сплава после различных режимов деформации

Микроструктура исследовалась на образцах сплава системы Al-Mg-Sc (химический состав приведен в таблице 2.2), изготовленных из двух типов полуфабрикатов: плиты в нагартованном состоянии и листы в мягком отожжённом состоянии. Также микроструктура исследовалась на образцах из ковального полуфабриката.

Перед прокаткой литые заготовки нагревали до температуры 450°C, направление прокатки осуществлялось поперек направления литья. Прокатка осуществлялась в 2 прохода, затем заготовки снова помещались в печь для нагрева до температуры 450°C, данный цикл повторялся вплоть до достижения необходимой толщины. Технология изготовления плит и листов в промышленных условиях из сплава системы Al-Mg-Sc, включала следующие этапы: получение

плоских слитков из размерами 500x2130x5080 мм; гомогенизация заготовок из слитков по вышеуказанному режиму; фрезеровка граней и получение заготовок размерами 300x1445x2200 мм; горячая прокатка литых заготовок до размеров полуфабрикатов; термическая обработка горячекатаной плиты (промежуточный отжиг); холодная прокатка плит до толщины 25 мм. Перед прокаткой литые заготовки нагревали до температуры 450°C, направление прокатки осуществлялось поперек направления литья. Прокатка осуществлялась в 2 прохода, затем снова помещались в печь для нагрева до температуры 450°C, данный цикл повторялся вплоть до достижения необходимой толщины. Отжиг листов осуществлялся при температуре 250–275 °С в течение 3 часов. Поковки получали из плоской литой заготовки после предварительного нагрева до температуры 450°C методом свободнойковки.

Характерная структура катаных полуфабрикатов состоит из нерекристаллизованных зерен, вытянутых в направлении деформации (рисунок 4.1), а также установлено наличие крупных интерметаллидов (рисунок 4.2).

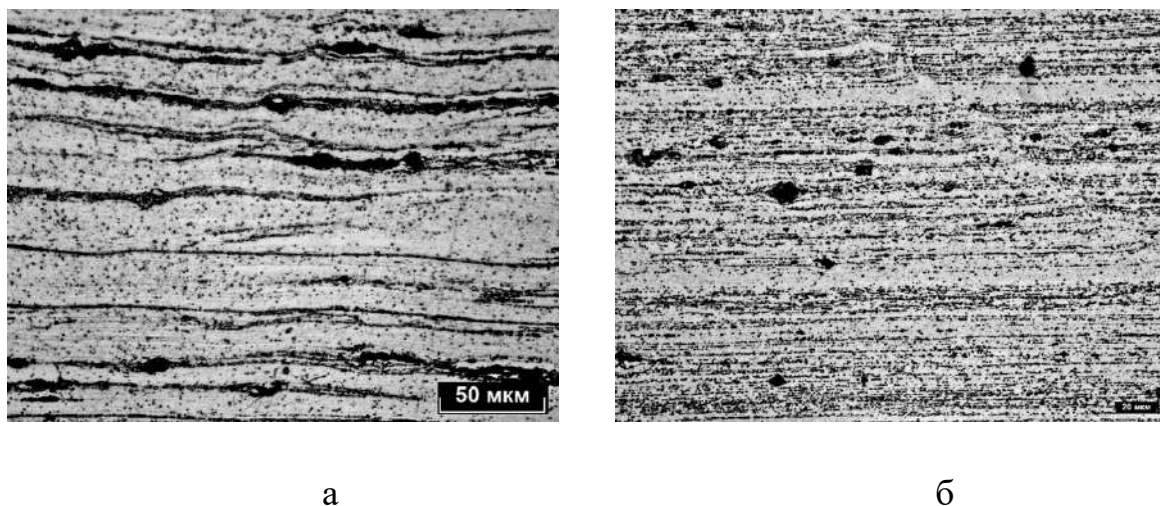


Рисунок 4.1 – Характерная структура катаных полуфабрикатов: а) плита; б) лист

Степень деформации зерен (отношение длины к толщине) увеличивается по мере увеличения обжатия. При относительно малой степени деформации в катаной

плите ($\approx 90\%$) сохраняются унаследованные от слитка достаточно грубые границы зерен. Видна блочная внутризеренная структура.

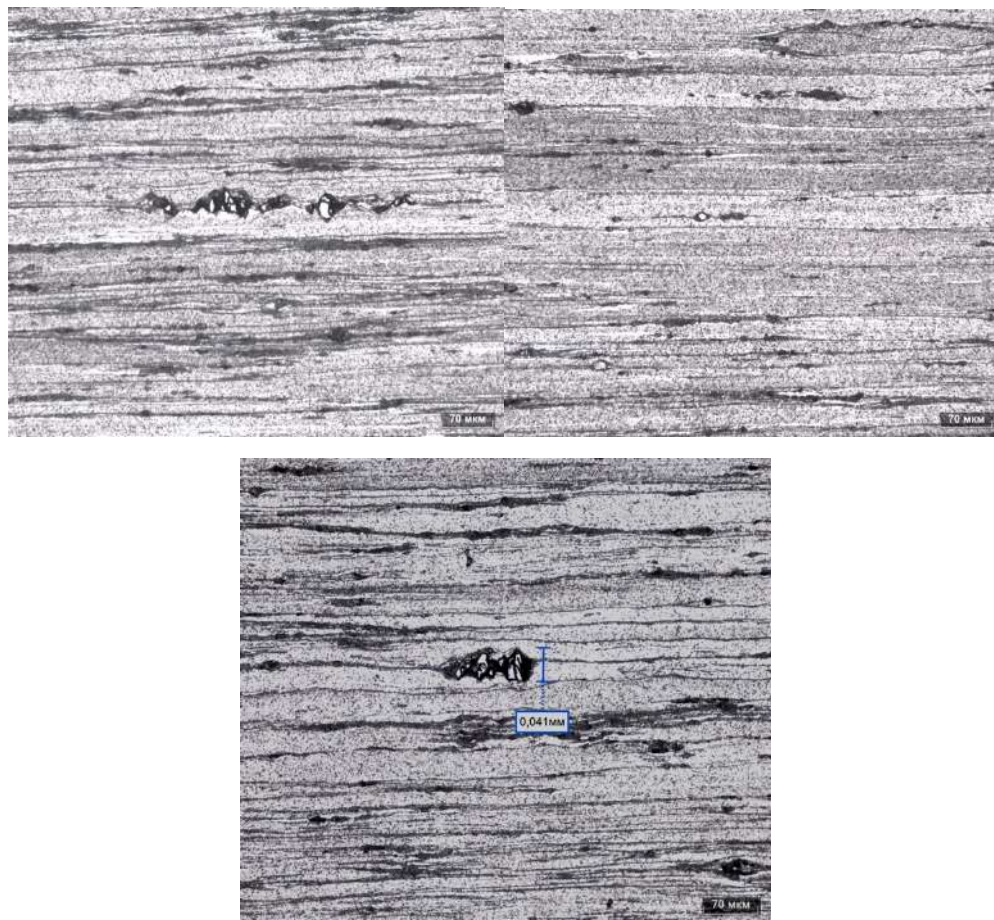
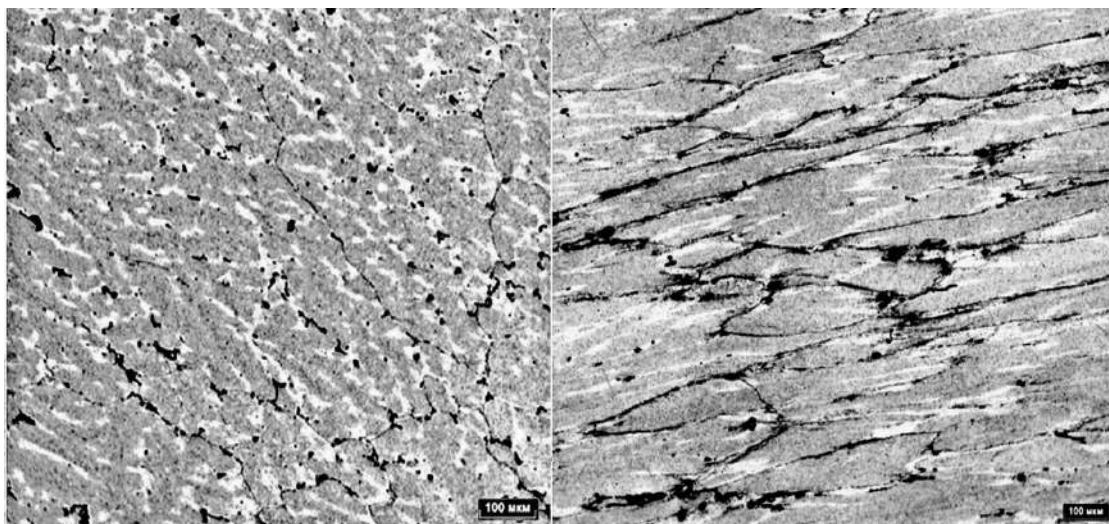


Рисунок 4.2 – Внешний вид интерметаллидов различного размера в структуре катаных полуфабрикатов

Увеличение общей степени деформации зерен в катаном листе от 98 % до 99 % значительно увеличивает площадь соприкосновения поверхности соседних деформированных зерен. По мере увеличения степени деформации происходит трансформация межзеренных и субзеренных границ, что проявляется в том, что фазы кристаллизационного происхождения на границах зерен приобретают прерывистый характер.

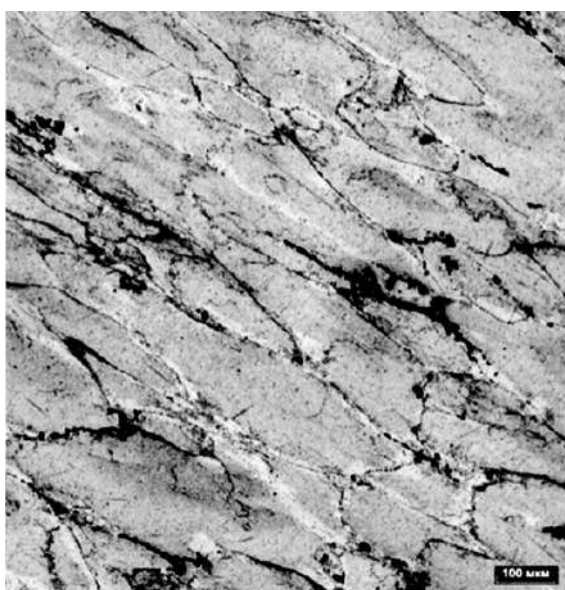
В отличие от катаных полуфабрикатов, структура кольцевой поковки выглядит мало деформационно проработанной (рисунок 4.3).

Зерна вытянуты в хордовом направлении. Границы зерен, с расположенными на них избыточными фазами кристаллизационного происхождения, практически сохраняют структуру слитка.



а

б



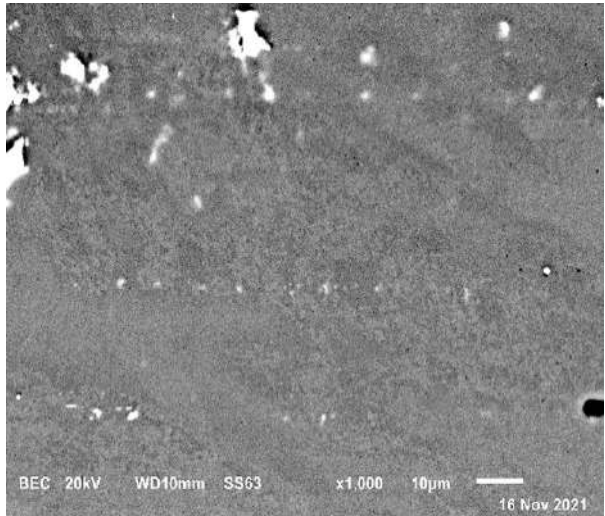
в

Рисунок 4.3 – Микроструктура поковки: а) в поперечном направлении; б) в хордовом направлении; в) в радиальном направлении

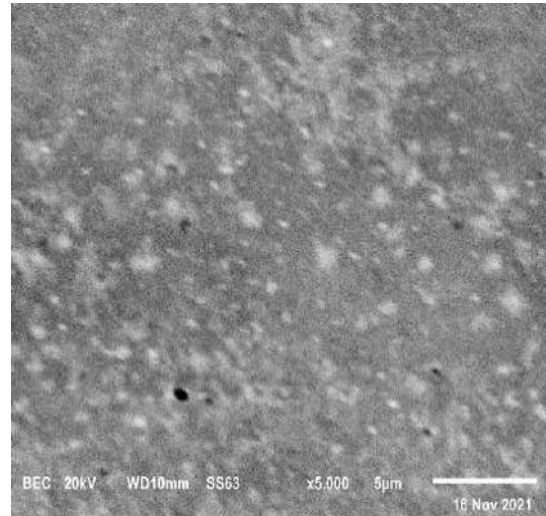
Структура сплава представлена преимущественно твердо-растворной фазой $\alpha(\text{Al})$. Также наблюдаются фазы в виде дисперсоидов переходных металлов размером менее 1 мкм (рисунок 4.4).

На границах зерен присутствуют фазы алюминия с магнием, по составу близкие к β -фазе (Al_3Mg_2), алюминия с магнием и кремнием, наиболее вероятно, AlMgSi и Al_2MgSi_2 , и сложные фазы на базе алюминия с железом и марганцем, предположительно $\text{Al}_{0,5}\text{Fe}_{0,9}\text{Mn}_{0,6}$, которая может содержать переходные металлы в

различных комбинациях. На границах зерен встречаются эвтектика Al-Cu и кремнийсодержащая фаза (рисунок 4.5).



а

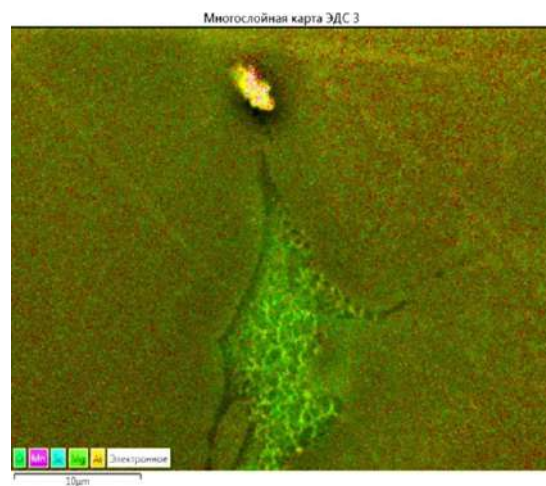


б

Рисунок 4.4 - Характерная структура полуфабрикатов: а) зернограничные фазы на базе алюминия с магнием и кремнием (темные) и с железом и марганцем (светлые); б) дисперсоиды переходных металлов в зерне и на границах зерен



а



б

Рисунок 4.5 - Фазы в структуре сплава на границах зерен: а) кремнийсодержащая фаза; б) эвтектика Al-Cu

4.2 Влияние температуры испытаний и направления волокна на механические свойства

Испытаниям на статическое растяжения, ударный и статический изгиб подвергались образцы, вырезанные в долевом и поперечном направлении из плиты и листа; в хордовом, радиальном и высотном направлении для кольцевой поковки. Испытания на статическое растяжение проводились при следующих температурах: минус 196°С, минус 70°С, плюс 20°С, плюс 100°С, плюс 150°С, плюс 200 °С.

Сводные данные испытаний образцов материала листа и плиты при температурах от -196 до 200 °С представлены на рисунке 4.6 и 4.7.

В продольном направлении степень деформации, наблюдаемая в плите и листе не оказывает значительного влияния на предел прочности сплава. При этом в поперечном направлении проката для нагартованных плит наблюдается существенное увеличение предела прочности относительно листа при температурах от 20 до 100 °С, это свидетельствует о том, что эффект нагартовки проявляется в большей мере в поперечном направлении полуфабрикатов.

В нагартованном полуфабрикате предел текучести в интервале температур от -196 до 100 °С на $\approx 15\%$ выше, чем в листе. Существенное различие между полуфабрикатами наблюдается по показателю относительное удлинение. В долевом направлении показатель пластичности при отрицательной и повышенной температуре для листов в два раза выше, чем для плит. При температуре 20°С в долевом направлении проката относительное удлинение выше для листов на 15%, при этом в поперечном направлении проката при комнатной температуре пластичность листов в два раза выше, чем плит, а при температуре 200 °С в три раза, что также обусловлено эффектом нагартовки, который в большей мере проявляется в поперечном направлении.

Результаты испытания механических свойств исследуемого сплава системы Al-Mg-Sc показывают их высокий уровень относительно существующих аналогов. Для сопоставления уровня механических свойств исследуемого сплава с аналогами сплавов на основе системы Al-Mg с добавками Sc представлена таблице 4.1.

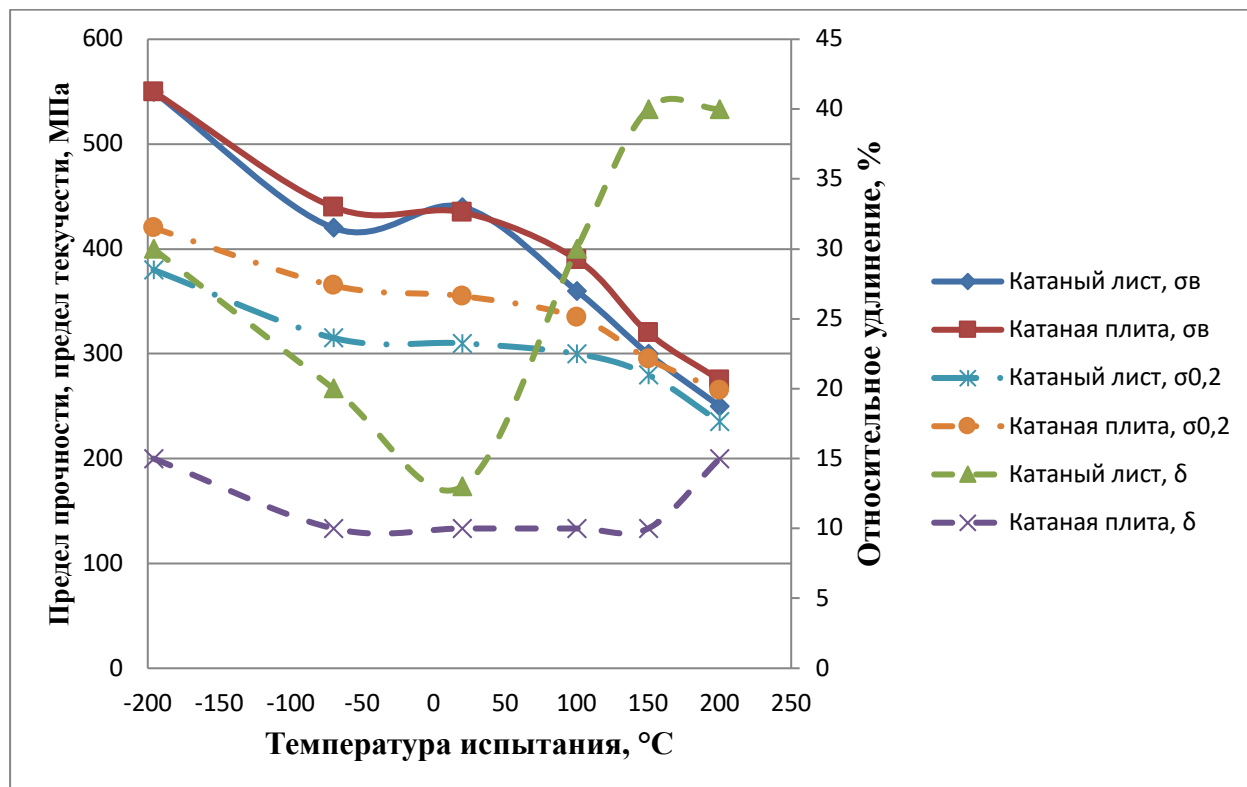


Рисунок 4.6 – Зависимость механических свойств от температуры испытаний для полуфабрикатов в долевом направлении

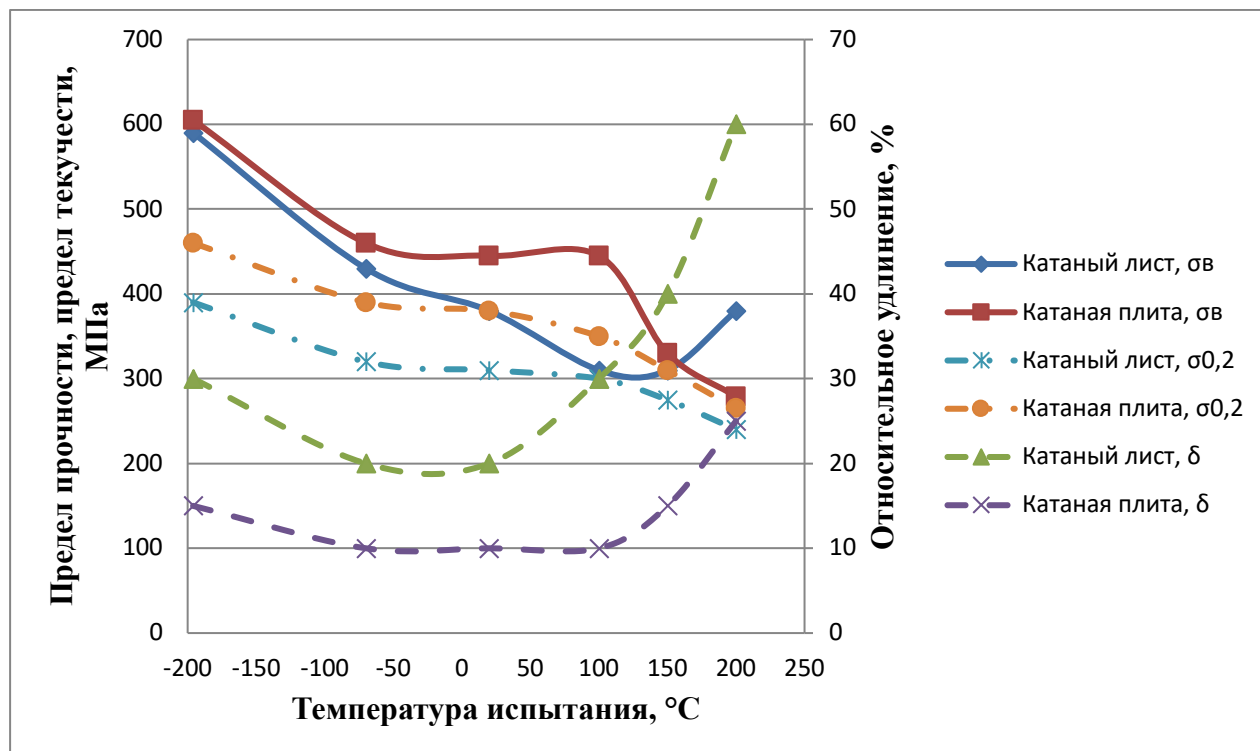


Рисунок 4.7 – Зависимость механических свойств от температуры испытаний для полуфабрикатов в поперечном направлении

Таблица 4.1 – Механические свойства промышленных алюминиевых сплавов на основе системы Al-Mg с добавками Sc при температуре 20°C [49]

Марка сплава	Химический состав	Механические свойства		
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
01515	Al-1% Mg-0,22%Sc -0,1% Zr	250	160	16
01523	Al-2% Mg-0,22%Sc -0,1% Zr	275	200	16
01535	Al-4% Mg-0,22%Sc -0,1% Zr	360	280	20
01545	Al-5% Mg-0,22%Sc -0,1% Zr	380	290	16
01570	Al-1% Mg-0,4% Mn-0,22%Sc -0,1% Zr	400	300	15
Исследуемый сплав системы Al-Mg-Sc		430	310	20

Одновременное увеличение как прочности, так и пластичности с понижением температуры является уникальным сочетанием свойств исследуемого сплава системы Al-Mg-Sc, так как увеличение прочностных характеристик алюминия и его сплавов, как правило, ассоциируется со значительным снижением пластичности [46]. Тем не менее, подобный эффект наблюдается в исследуемом сплаве после различных условий деформации и объясняется относительно низкой плотностью дислокаций в сплаве после деформации, что увеличивает ресурс пластичности в исследуемом интервале температур [164]. Наблюдаемый эффект создает предпосылки для исследуемого сплава, связанные с возможностью проведения холодной прокатки, что приведет к увеличению плотности дислокаций в сплаве, образованию геометрически необходимых границ [99] и формированию полос сдвига [165], что потенциально может привести к увеличению прочностных характеристик дополнительно еще на 40% [62,165].

Сводные данные испытаний образцов материала поковки при температурах минус 196 °С, минус 70 °С, плюс 20 °С, плюс 100 °С, плюс 150 °С, плюс 200 °С представлены на рисунке 4.8.

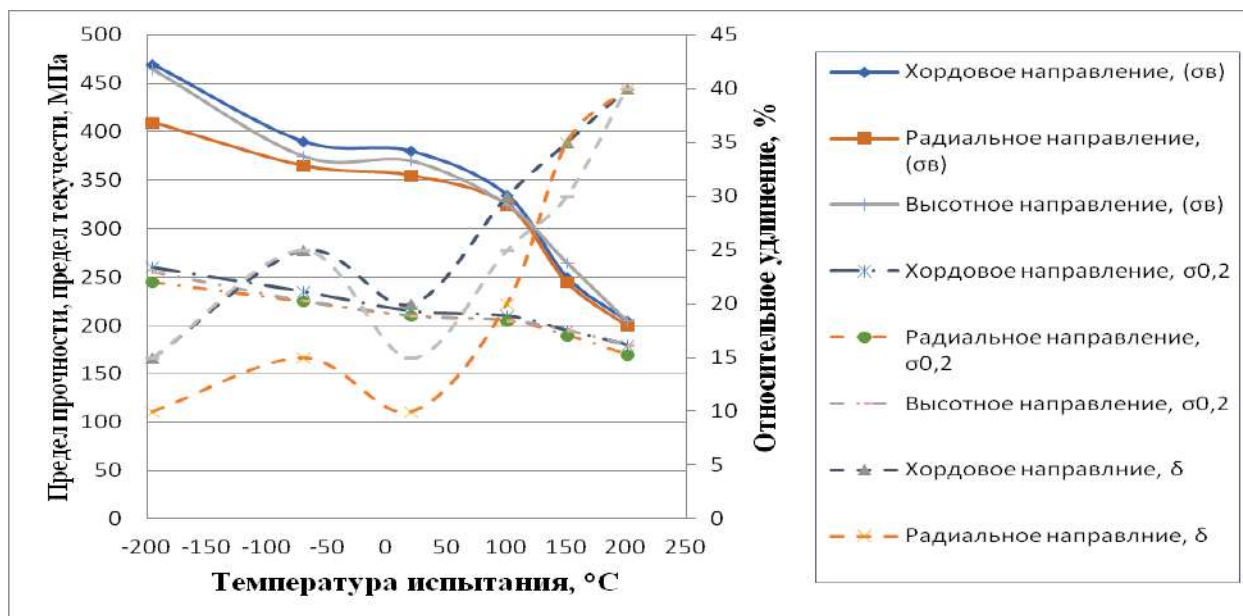


Рисунок 4.8 – Зависимость механических свойств от температуры испытаний и направления деформации для ковкого полуфабриката

Анализ данных, полученных при испытании механических свойств показывает, что для поковки обладают меньшей прочностью, чем катаные полуфабрикаты, что объясняется меньшей проработкой структуры в процессе деформации. Необходимо отметить, что увеличение степени деформации при ковке невозможно, так как приводит к образованию трещин. Прочностные характеристики (σ_b , $\sigma_{0,2}$) практически не зависят от направления волокна, что также обусловлено низкой проработкой структуры. Относительное удлинение при температуре -196°C и 20°C существенно не отличается, однако вне зависимости от направления волокна существенно возрастает (до 40%) при температуре 200°C .

4.3 Оценка влияния времени хранения сплава на механические свойства

УКИ проводятся с целью оценки влияния внешних воздействующих факторов окружающей среды на сохраняемость свойств материала в процессе хранения и эксплуатации изделий из него. УКИ путем активации процессов

старения материала под воздействием внешних факторов позволяет имитировать хранение в течение 14 лет. Подробно методика УКИ описана в разделе 2 настоящей диссертации. Срок в 14 лет определен исходя из предъявляемых требований к ракетам-носителям об обеспечении гарантийного срока хранения и эксплуатации в течении 6,5 лет с учетом возможности продления данного срока в два раза.

Зависимость механических свойств листа и плиты основной металл до и после ускоренных климатических испытаний представлены на рисунках 4.9-4.12.

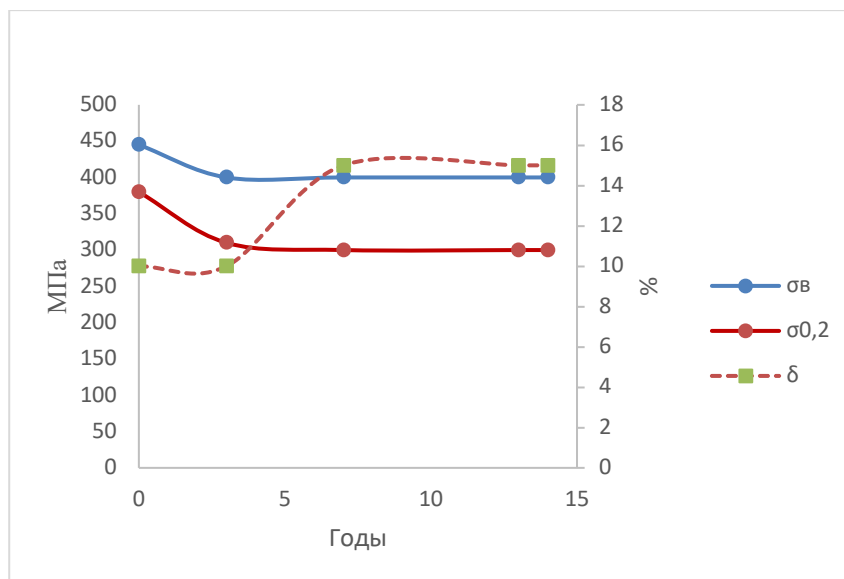


Рисунок 4.9 - Зависимость механических свойств плит в долевом направлении от времени хранения

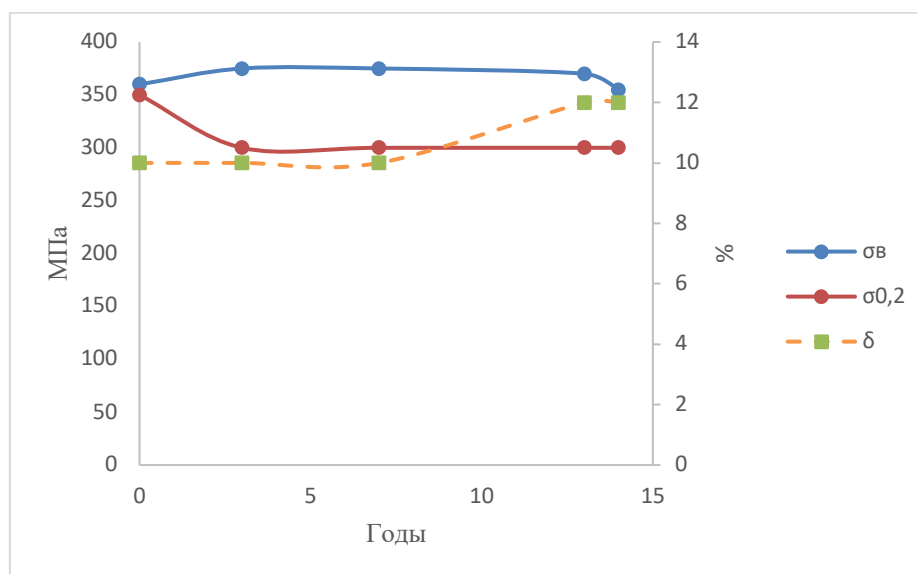


Рисунок 4.10 - Зависимость механических свойств плит в поперечном направлении от времени хранения

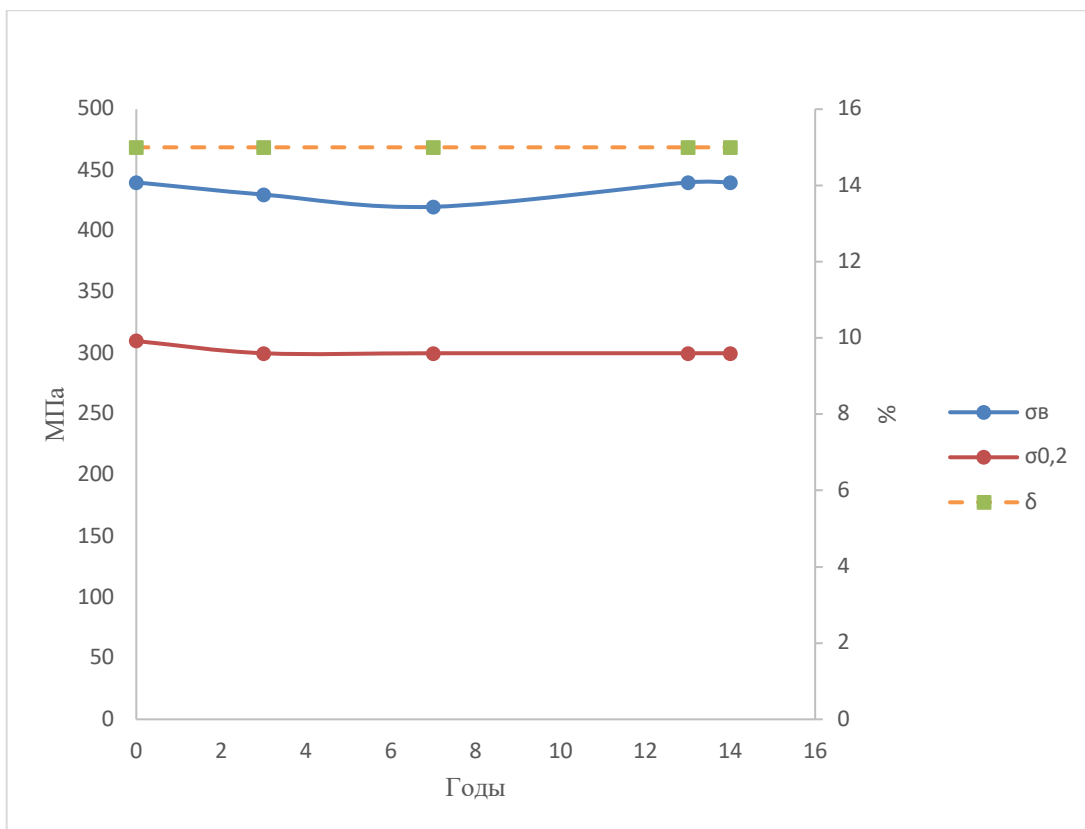


Рисунок 4.11 - Зависимость механических свойств листов в долевым направлении от времени хранения

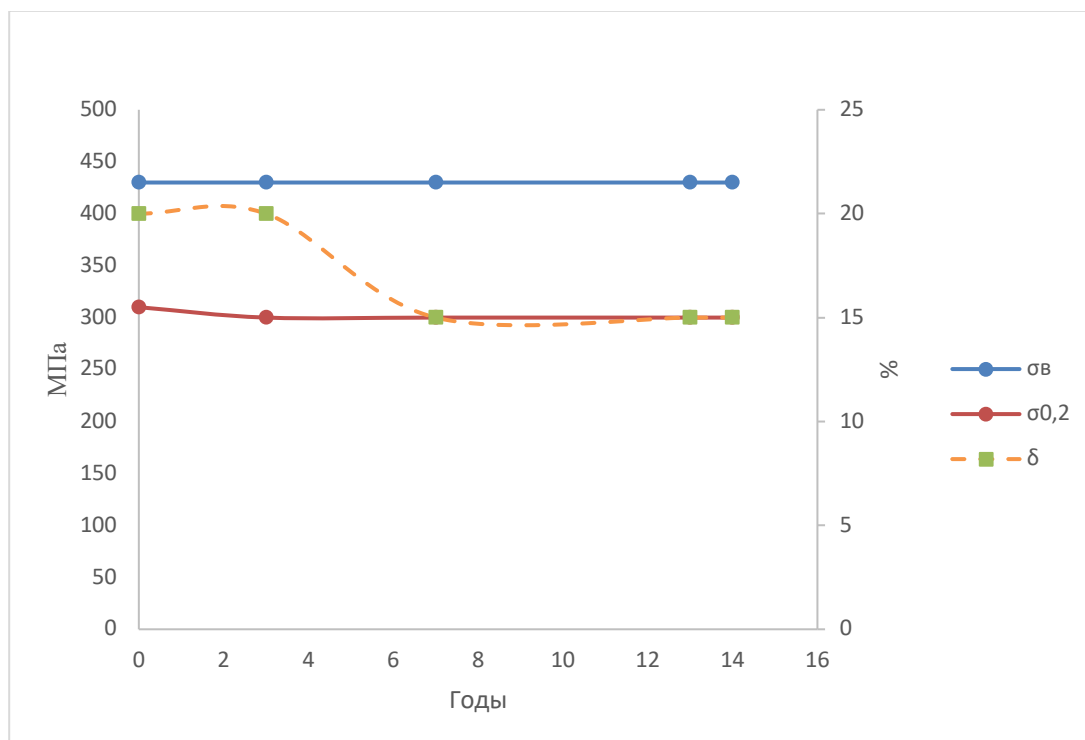


Рисунок 4.12 - Зависимость механических свойств листов в поперечном направлении от времени хранения

По результатам ускоренных климатических и механических испытаний установлено:

- снижение на листах в поперечном направлении относительного удлинения до 32 % на сроках УКИ имитирующих 7 лет хранения;

- снижение на плитах: в долевом направлении σ_b до 10 % и $\sigma_{0,2}$ до 20; в поперечном направлении $\sigma_{0,2}$ до 15% на сроках УКИ имитирующих 3 года хранения.

Прирост относительного удлинения на плитах, а также снижение пределов прочности и текучести связано со снижением эффекта наклепа, полученного в процессе проката полуфабриката. Понижение пластичности листов может быть связано с выделением фаз по границам зерен.

Результаты ускоренных климатических и механических испытаний показывают, что при проектировании изделий с длительным срок хранения и эксплуатации, возможно установить 14 - летний срок сохраняемости свойств исследуемого сплава в условиях хранения с учетом установленного возможного снижения механических характеристик.

4.4 Механизм разрушения сплава и оценка изломов

Испытания на ударный изгиб образцов из поковки проводились по ГОСТ 9454 в каждом направлении вырезки с определением ударной вязкости КСУ при температурах плюс 20 °С, плюс 100 °С, плюс 150 °С, плюс 200 °С, минус 70 °С, минус 196 °С.

Сводные данные испытаний представлены в таблице 4.2.

Все образцы имеют вязкий волокнистый излом; на всей поверхности излома видны глубокие ямки и непротяженные расслоения, ориентированные, преимущественно, перпендикулярно надрезу образца (рисунке 4.13).

Таблица 4.2 – Результаты определения КСУ

Направление	Температура, °С	КСУ, кДж/м ²
Хордовое	- 196	350
	- 70	350
	20	150
	100	250
	150	300
	200	450
Радиальное	- 196	50
	- 70	150
	20	150
	100	100
	150	150
	200	200
Высотное	- 196	250
	- 70	200
	20	300
	100	150
	150	300
	200	350



Рисунок 4.13 – Внешний вид излома образцов поковки, вырезанных в хордовом направлении, испытание при плюс 20 °С

Однако в образцах с низким значением ударной вязкости излом менее однородный, присутствует большее количество расслоений на всей поверхности излома. Это может являться следствием неоднородности микроструктуры, наличием в ней крупных частиц включений или интерметаллидов, а также их скоплений.

Образец с высоким значением ударной вязкости, вырезанный из высотного направления поковки и испытанный при той же температуре, имеет большее количество ямок и менее протяженные расслоения (рисунок 4.14).



Рисунок 4.14 – Внешний вид излома образца поковки, вырезанного в высотном направлении, испытание при плюс 20 °С

Образцы, вырезанные из хордового направления, испытанные при температуре минус 196 °С, также имеют вязкий волокнистый излом (рисунок 4.15).



Рисунок 4.15 – Внешний вид излома образцов из поковки, вырезанных в хордовом направлении, испытание при минус 196 °С

Поверхность разрушения на всех образцах расположена под углом 35-40 ° к боковой поверхности образца. Образец с максимальным значением КСУ имеет

наименьший угол наклона поверхности разрушения и наибольшую по площади поверхность разрушения. Это обеспечило более высокую энергоемкость процесса распространения трещины и, следовательно, высокие значения ударной вязкости. Образцы, вырезанные из высотного и долевого направлений, испытанные при -196 °С, имеют меньшую ударную вязкость. Их поверхность разрушения расположена под углом близким к 90° относительно боковых поверхностей образца. На изломах образцов, вырезанных из высотного направления видны глубокие полосы расслоений, распространяющиеся от надреза к зоне долома. Изломы волокнистые, серого цвета. На изломах образцов, вырезанных из радиального направления, глубоких расслоений не наблюдается, излом светло-серый, поверхность излома развита (рисунки 4.16-4.17)



Рисунок 4.16 – Внешний вид излома образца поковки, вырезанного в радиальном направлении, испытание при минус 196 °С



Рисунок 4.17 – Внешний вид излома образца поковки, вырезанного в высотном направлении, испытание при минус 196 °С

С понижением температуры механизм разрушения меняется от вязкого транскристаллитного к хрупкому межкристаллитному. При -196°C межкристаллитный хрупкий механизм разрушения становится доминирующим.

Разный вид поверхностей разрушения образцов и значений ударной вязкости для образцов, вырезанных из высотного, долевого и хордового направлений поковки, подтверждает неоднородность структуры поковки и анизотропию свойств, что свидетельствует о необходимости совершенствования технологии получения полуфабриката методомковки с целью формирования гомогенной структуры и свойств.

4.5 Коррозионная стойкость сплава

Целью испытаний на коррозию являлась оценка чувствительности полуфабрикатов из сплава Al-Mg-Sc к негативному воздействию окружающей среды. Испытанию подвергались образцы, вырезанные из плиты и листа в долевым и поперечном направлении.

Результаты испытаний на общую коррозию представлены в таблице 4.3.

Таблица 4.3 – Результаты исследований на общую коррозионную стойкость

Вид полуфабриката	Состояние поверхности	Балл
Лист	Сильное изменение блеска и цвета – появление окисных пленок, обесцвечивание; Начальная степень точечной коррозии на доле площади поверхности до 1 %	1
Плита	Сильное изменение блеска и цвета – появление окисных пленок, обесцвечивание; Начальная степень точечной коррозии на доле площади поверхности до 1 %	1

Результаты испытаний на коррозию под напряжением листа и плиты приведены в таблице 4.4.

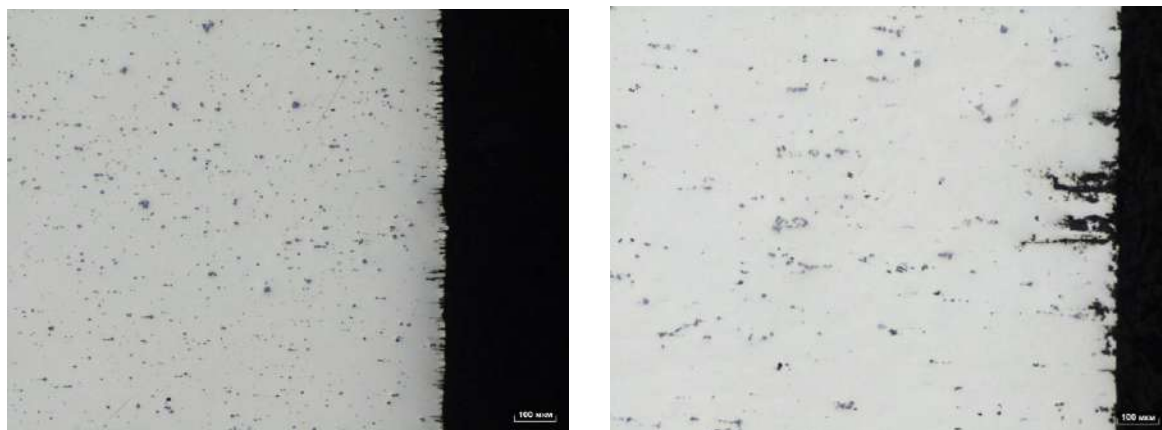
Для испытаний на межкристаллитную коррозию использовались плоские образцы 20x10 мм, толщиной до 5 мм.

Металлографический анализ микроструктуры основного металла отожженного листа и нагартованной плиты показал склонность к МКК. В результате испытания на некоторых участках поверхности образуются разрушения по границам зерен. У листа глубина таких разрушений варьируется от 5 мкм до 40 мкм, у плиты - от 20 мкм до 230 мкм (рисунок 4.18).

Таблица 4.4 – Результаты испытаний на коррозию под напряжением

Вид полуфабриката	Состояние поверхности	Балл
Лист	Слабое начальное разрушение - потускнение металла, образование цветов побежалости; Начальная точечная коррозия на 5% площади поверхности; Растрескивание отсутствует	1
Плита	Слабое начальное разрушение - потускнение металла, образование цветов побежалости; Начальная точечная коррозия на 5% площади поверхности; Растрескивание отсутствует	1

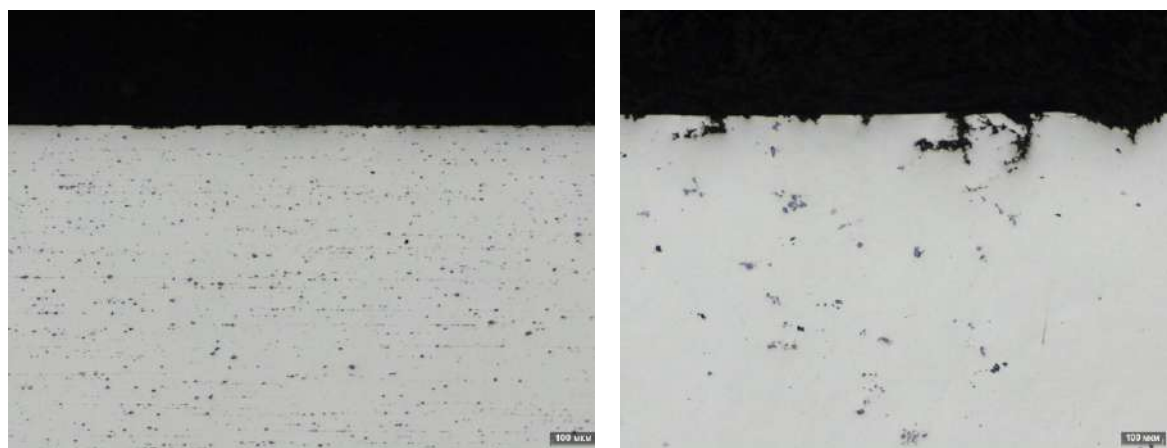
Вдоль вытянутых зерен по краям образцов наблюдаются как единичные поражения, так и скопления в виде туннельного питтинга и коррозионных язв (рисунок 4.19).



а

б

Рисунок 4.18 - Разрушения по границам зерен: а) лист, б) плита



а

б

Рисунок 4.19 – Разрушения вдоль зерен: а) лист; б) плита

Результаты оценки стойкости катаных полуфабрикатов из сплава Al-Mg-Sc против межкристаллитной коррозии приведены в таблице 4.5.

Таким образом, установлено что отожженные листы проявляют устойчивость к межкристаллитной коррозии. При этом нагартованные плиты имеют явные разрушения, что свидетельствует о неустойчивости против МКК, что обусловлено напряженным состоянием плит связанным с нагартовкой полученной в процессе прокатки. Полученные результаты позволяют сделать вывод о необходимости в технологических процессах предусматривать дополнительные операции по защите от вредного воздействия окружающей среды при

проектировании изделий, в которых применяются нагартованные плиты из исследуемого сплава.

Таблица 4.5 - Результаты оценки стойкости против межкристаллитной коррозии

Тип полуфабриката	Характер разрушения	Размер разрушения
Лист	Разрушение по границах зерен	От 5 мкм до 40 мкм
	Питтинговая коррозия	Протяженность от 5 мкм до 60 мкм Глубина до 15 мм
	Коррозионные язвы	Ширина от 10 мкм до 30 мкм Глубина до 15 мкм
Плита	Разрушение по границах зерен	От 20 мкм до 230 мкм Макс. 370 мкм
	Питтинговая коррозия	Протяженность от 100 мкм до 250 мкм Глубина от 50 мкм до 130 мкм

Испытания на расслаивающую коррозию (РСК) проводились по ГОСТ 9.904. Испытаниям подвергались образцы из плиты и листа.

Внешний вид поверхности образцов из исследуемого материала представлен на рисунке 4.20.



а



б

Рисунок 4.20 – Внешний вид образцов основного материала листа (а) и плиты (б) после испытаний на РСК

Результаты испытаний на РСК представлены в таблице 4.6.

Таблица 4.6 – Результаты испытаний образцов на РСК

Тип образца	Размеры образца, мм	Состояние поверхности	Балл
Лист	64x44x4	Изменение цвета, потемнение, отслоения и язвы до 2 мм	3
Плита	80x20x2	Изменение цвета, отслоения до 2 мм	3

Результаты испытаний на РСК показывают, что оба исследованных вида полуфабрикатов проявляют умеренную стойкость к данному виду коррозии.

4.6 Выводы по главе

На основании представленных исследований микроструктуры, механических свойств и коррозионной стойкости перспективного экономнолегированного сплавы системы Al-Mg-Sc после воздействия различных условий деформации можно сделать следующие выводы:

1. Характерная структура катанных полуфабрикатов состоит из нерекристаллизованных зерен, вытянутых в направлении деформации. Степень деформации, определяемая как отношение длины зерен к толщине, для плит равна $\approx 90\%$, а для листов равна 98-99%. В структуре полуфабрикатов исследуемого сплава можно выделить: α -фазу (твердый раствор на основе Al) и дисперсоиды металлов размером менее 1 мкм. Структуры поковок отличается меньшей проработанностью (степень деформации 20-50%) зерна ориентированы в хордовом направлении, по границам зерен наблюдаются фазы кристаллизационного происхождения невидоизменившиеся в процессековки из слитка.

2. Катаные полуфабрикаты из перспективного экономнолегированного сплавы системы Al-Mg-Sc обладают высоким уровнем механических свойств во всем исследованном диапазоне температур (от -196°C до 200°C). Предел прочности

плит при комнатной температуре в поперечном направлении равен 450 МПа и 440 МПа в долевом направлении. При температуре -196°C 610 МПа и 550 МПа соответственно. Относительное удлинение плит при комнатной температуре равно 10% вне зависимости от направления проката, при -196°C равно 15% и также не зависит от направления проката. Предел прочности листов при комнатной температуре в поперечном направлении равен 430 МПа и 440 МПа в долевом направлении. При температуре -196°C 590 МПа и 550 МПа соответственно. Относительное удлинение листов при комнатной температуре в поперечном направлении составляет 20% и 13% в долевом направлении. При температуре -196°C равно 30% и не зависит от направления проката. Сравнение предела текучести катаных полуфабрикатов показывает, что нагартованные плиты в этом показателе превосходят отожжённые листы: 360 МПа и 310 МПа в долевом направлении при комнатной температуре и 420 МПа и 380 МПа в долевом направлении при температуре -196°C соответственно.

3. Механические свойства поковок существенно ниже, чем у катаных полуфабрикатов. Максимальный уровень свойств наблюдается в высотном направлении. При комнатной температуре предел прочности равен 370 МПа, предел текучести 210 МПа, а относительное удлинение составляет 15%. При температуре -196°C предел прочности равен 470 МПа, предел текучести 260 МПа, а относительное удлинение составляет 15%. Испытание ударной вязкости и последующий анализ изломов показывает, что поковки характеризуются высоким уровнем неоднородности и выделением избыточных фаз кристаллизационного происхождения по границам зерен, что связано с низкой степенью проработанности структуры в процессе деформации, что свидетельствует о необходимости совершенствования технологииковки для исследуемого сплава.

4. Для катанных полуфабрикатов из исследуемого сплава наблюдается одновременное увеличение как прочности, так и пластичности с понижением температуры что является уникальным сочетанием свойств. Подобный эффект наблюдается в исследуемом сплаве после различных условий деформации и объясняется относительно низкой плотностью дислокаций в сплаве после

деформации, что увеличивает ресурс пластичности в исследуемом интервале температур.

5. По результатам ускоренных климатических испытаний установлено, что полуфабрикаты из сплава системы Al-Mg-Sc при сроке хранения 14 лет проявляют снижение механических характеристик: в листах в поперечном направлении относительного удлинения до 32 %, а в плитах в долевом направлении предела прочности до 10 %, предела текучести до 20% и в поперечном направлении предела текучести до 15%.

6. Исследование коррозионной стойкости сплава показали, что листы из исследуемого сплава обладают стойкостью против общей коррозии, коррозии под напряжением, межкристаллитной коррозии и расслаивающей коррозии. Для плит выявлена стойкость против общей коррозии, коррозии под напряжением и расслаивающей коррозии, при этом выявлена склонность к межкристаллитной коррозии, что связано с напряженным состоянием плит связанным с нагартовкой при изготовлении полуфабриката. Вдоль вытянутых зерен по краям образцов из плиты наблюдаются как единичные поражения, так и скопления в виде туннельного питтинга и коррозионных язв. Склонность плит к межкристаллитной коррозии требует учета данного факта и, как следствие, разработки мероприятий по защите поверхности изделий из плит в процессе их изготовления и хранения.

ГЛАВА 5 МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ Al-Mg-Sc, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ, ОСОБЕННОСТИ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ

Анализ тенденций в области изготовления перспективной ракетно-космической техники, приведенный в Главе 1 настоящей диссертации, показывает, что технология сварки трением с перемешиванием является критически необходимой для современных конструкций. В настоящее время самым распространённым способом получения неразъемных соединений для баковых конструкций ракет-носителей является метод аргонно-дуговой сварки [52,76]. Актуальной научной и практической задачей является получение данных о влиянии режимов сварки трением с перемешиванием на формирование качественного однородного шва для сечений толщиной до 25 мм, а также установление зависимостей влияния условий деформации и температуры испытаний от $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ на механические и коррозионные свойства и сопоставление их с сварными соединениями, полученными методом аргонно-дуговой сварки, применительно к сплаву системы Al-Mg-Sc. В связи с отсутствием единого подхода к порядку подтверждения качества швов СТП, также актуальными являются исследования по классификации внутренних дефектов сварных соединений СТП и определения возможностей различных методов неразрушающего контроля по выявлению этих дефектов.

Для оценки целесообразности использования СТП для получения неразъемных соединений для применения в перспективной ракетно-космической технике исследования проводились на катанных полуфабрикатах из сплава Al-Mg-Sc в виде отожжённых листов толщиной 4 мм и нагартованных плит толщиной 25 мм. Данные полуфабрикаты являются наиболее актуальными для промышленного использования при изготовлении деталей ракетно-космической техники. В настоящей главе рассмотрено влияние режимов сварки трением с перемешиванием на качество формирования структуры сварного шва. Оценены статические

механические свойства сварных соединений СТП при температуре от -196°C до 200°C и их сохраняемость в процессе ускоренных климатических испытаний, выполнено сравнение с уровнем свойств сварных соединений, полученных методом аргонно-дуговой сварки. Также выполнена оценка коррозионной стойкости сварных соединений СТП, классификация внутренних дефектов данного вида сварки, определена их выявляемость различными методами неразрушающего контроля, обоснован порядок назначения сплошного и экспертного контроля, разработаны критерии оценки качества сварных соединений по результатам неразрушающего контроля.

5.1 Структура сварных соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием

Формирование соединения при СТП происходит в условиях изменяющегося напряженно-деформированного состояния пластифицированного металла, сопротивления деформации различных зон соединения и несвободной усадки.

Макроанализ и микроанализ устанавливает некоторые важные особенности структуры сварных соединений, выполненных СТП (рисунок 5.1). В общем случае сварное соединение включает:

- ядро, имеющее слоистую структуру, в некоторых работах характеризуемую, как «годовые кольца», в определенной степени сохраняющей наследственность структуры полуфабриката; размер слоев соответствует толщине металла, отделяемого от кромок за один оборот инструмента; ближе к оси шва, слои при изготовлении шлифа перерезаются близко к касательной, образуя в плоскости шлифа концентрические кольца;

- зону основного металла, подверженную объемному сжатию, с ориентированной структурой;

- зону термического влияния (ЗТВ), прилегающую к зоне термомеханического влияния (ЗТМВ), вне области объемной деформации;

- мениск со слоистой, как и ядро, структурой, сформированный потоком энергии трения бурта о поверхность соединяемых кромок, отчетливо зафиксированным на осциллограммах термических циклов [166];

- зона термомеханического воздействия под мениском (ее можно характеризовать, как ЗТМВм); термическое воздействие при этом распространяется на ранее сформировавшееся ядро.

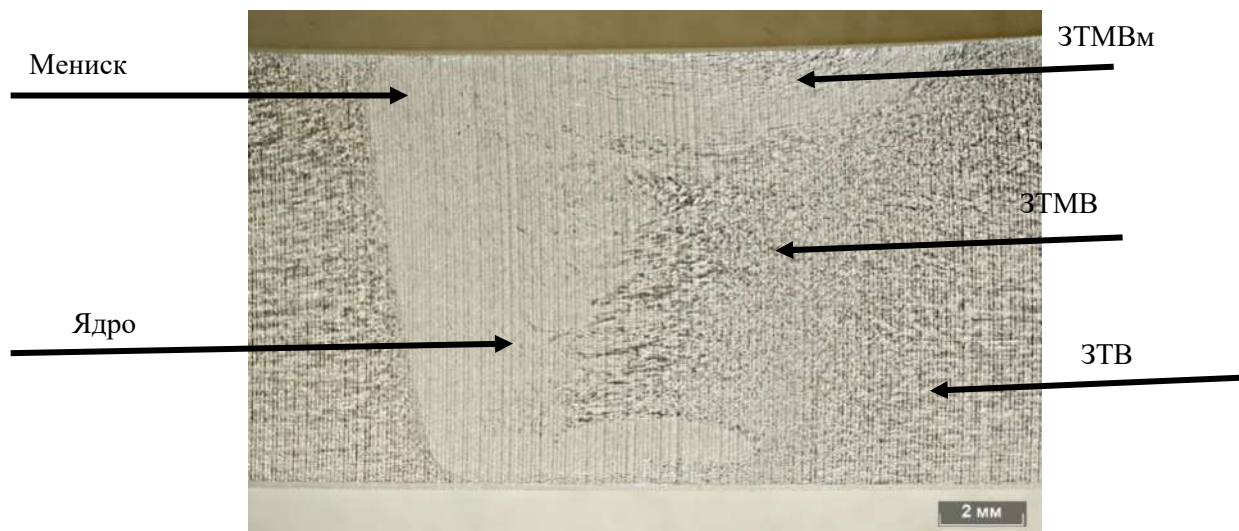


Рисунок 5.1 - Макроструктура сварного соединения СТП из сплава Al-Mg-Sc

Особенности структуры определяют возможность возникновения специфических для данного вида сварки дефектов.

Слоистая структура ядра объясняется тем, что стержень сварочного инструмента отделяет с фронтальной поверхности образуемого им канала, слой металла, который фрагментируется в зависимости от конструкции и наклона стержня и пластически перемещается в тыльную зону за канал. Следует отметить, что активное перемешивание пластифицированного металла при этом отсутствует. Перемещаемый слой может быть лишь в большей или меньшей степени фрагментирован. В тыльной зоне за стержнем в условиях объемного сжатия и пластической деформации при температуре до плюс 350-570 °С происходит формирование сварного соединения. В результате сжатия слои металла сближаются до расстояния действия межатомных сил, возникают участки (мостики) схватывания. Сдвиги в процессе пластической

деформации способствуют развитию и одновременному образованию новых мостиков, вплоть до полного установления межатомных связей в месте соединения (рисунок 5.2).

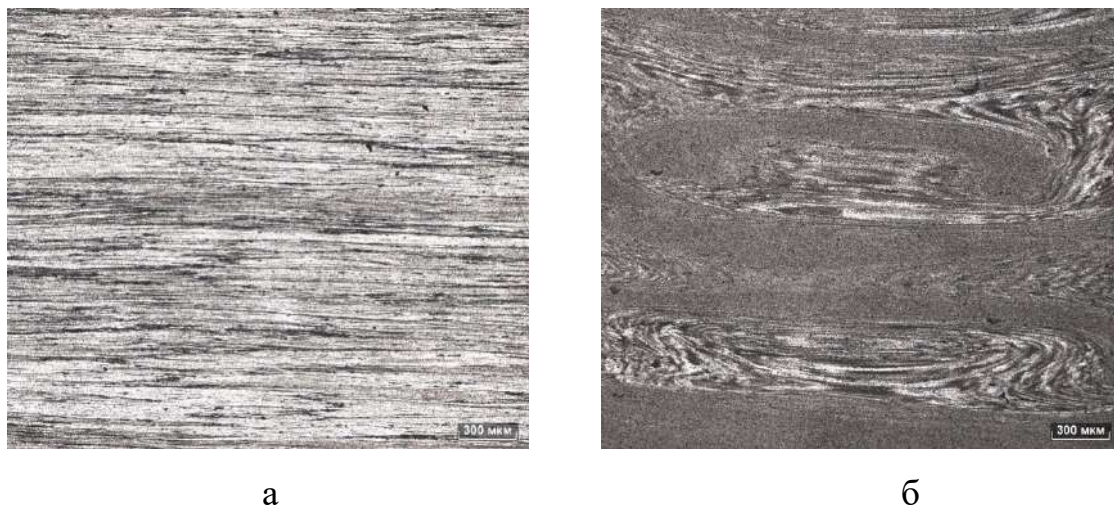


Рисунок 5.2 - Структура основного металла (а) и ядра сварного шва (б) соединения плит из сплава Al-Mg-Sc толщиной 25 мм

Точно так же вращающийся стержень отклоняется от исходного вертикального положения в сторону вращения. Оксидная пленка на торце предопределяет ее попадание в шов. Пленка препятствует химическому взаимодействию в стыке даже при наличии физического контакта. Дегидратация пленки при сварке может приводить к образованию сопутствующей пористости. Поскольку при СТП отсутствует химическое воздействие на оксид, возможность фрагментации или диспергирования пленки определяются только конструкцией сварочного инструмента и условиями пластической деформации.

На кинетику формирования соединения оказывают влияние:

- теплота трения наконечника и бурта инструмента;
- механическая энергии упругопластической деформации;
- условия объемного сжатия (температура, давление, время, степень деформации) в зоне активного образования металлической связи, существенно различающиеся по сечению шва;

- технологические факторы, изменяющиеся по длине шва (смещение инструмента со стыка, плотность прилегания к подкладке, разнотолщинность кромок);

- физико-механические свойства сплавов в условиях сварки.

Качество сварного соединения определяется степенью завершенности процесса образования металлической связи между слоями в объеме шва и на его границе с основным металлом (консолидации). Как любой вид сварки в твердой фазе, процесс включает стадии развития физического контакта и химического взаимодействия соединяемых материалов. Образование прочных связей в контакте требует активации поверхностных слоев материалов, определенного времени для образования активных центров и реализуется при высоких степенях деформации и определенных температурно-скоростных условиях последней. При СТП необходимо учитывать ограниченное время развития физического контакта, активации и химического взаимодействия. Металлическая связь может быть ослаблена микродефектами, образующимися в результате неполного схватывания слоев и затрудненной усадки при остывании.

Упругопластическая деформация протекает в условиях неоднородного, постоянно изменяющегося в процессе сварки, напряжено-деформационного поля (рисунок 5.3). Остаточные напряжения могут явиться серьезной проблемой СТП. Местный разогрев металла вследствие преобразования в теплоту механической энергии упругопластической деформации может вызывать частичное оплавление металла и выделение эвтектических фаз по границе шва с основным металлом или по границам слоев в шве.



Рисунок 5.3 - Пример неоднородной деформации под мениском в шве

Образование дефектов может быть связано с нарушением условий объемной деформации вследствие случайного воздействия таких технологических факторов,

как смещение инструмента со стыка, неплотное прилегание к подкладке, разнотолщинность кромок. Смещение инструмента со стыка влечет образование непровара. Что касается неплотного прилегания или разнотолщинности, их наличие приводит к осадке металла шва под давлением бурта сварочного инструмента относительно свариваемой кромки, характерной деформации металла ЗТМВ и при неблагоприятном сочетании условий объемного сжатия, механических свойств и напряжено-деформированного состояния - потенциальному формированию микрорыхлоты и трещин.

5.2 Влияние режимов сварки трением с перемешиванием на структуру сварного соединения алюминиевого сплава системы Al-Mg-Sc в нагартованном состоянии

В современных образцах ракетно-космической техники наблюдается тенденция к внедрению технологии сварки трением с перемешиванием СТП несущих оболочек ракет-носителей, разгонных блоков и космических аппаратов [167]. Высокий уровень механических характеристик соединений, полученных СТП, возможность соединения трудносвариваемых или вовсе не свариваемых другими способами разнородных материалов на основе все возрастающей возможности глубокой роботизации и цифровизации машиностроительных технологий уже обеспечивает приоритет промышленного применения данного процесса сварки [168-175]. Правильно подобранный режим изготовления сварных соединений сваркой методом СТП обеспечивает их высокие прочностные характеристики (не менее 0,9 σ_b от основного материала) [176,177] и пониженную вероятность образования дефектов [178].

Технологический процесс СТП имеет обширный набор факторов, оказывающих влияние на формирование качественного соединения. Необходимо учитывать [179]:

- тепловыделение при трении, обеспечивающее переход металла в сверхпластичное состояние;

- образование и разрушение металлических связей между сопряженными поверхностями инструмента и свариваемых заготовок в процессе их относительного движения;

- напряжения, обусловленные высокими скоростями нагрева и охлаждения в локализованных участках, подвергающихся деформации;

- изменение структуры, связанное с пластической деформацией, процессами наклепа, рекристаллизация металла и др.

Сочетание применения в габаритных конструкциях РКТ сплавов с улучшенными свойствами и технологии выполнения неразъемных соединений методом СТП позволит применять принципиально новые подходы к конструкциям ракет-носителей, обеспечивающие увеличение массы полезной нагрузки, повышение технологичности изготовления деталей и сборок и степени надежности изделий, что в конечном итоге обеспечит конкурентоспособность изделий РКТ на мировом рынке.

Стыковые соединения плит исследуемого сплава получали методом СТП на установке производства ЗАО «Чебоксарское предприятие «Сеспель» для получения продольных сварных швов. Для сварки использован нерегулируемый инструмент типа «Pin», схема сварки трением с перемешиванием представлена на рисунке 2.3. Процесс состоит в перемещении (ротации) металла, разогретого до пластичного состояния трением специального вращающегося и одновременно движущегося поступательно наконечника (стержня) и бурта (запечика) рабочего сварочного инструмента о свариваемые элементы, при котором пластифицированный металл, огибая стержень, перемешивается и образует соединение в зоне объемного сжатия, создаваемого буртом инструмента. Качество соединения при фрикционной сварке определяет завершенность образования металлической связи между пластифицированным металлом в объеме шва и на границе шва с основным металлом. Специфика формирования соединения при фрикционной сварке определяет возможность образования некоторых дефектов, характерных для данного способа соединения.

Исследовано влияние следующих параметров СТП (таблица 5.1): скорость вращения – скорость вращения сварочного инструмента «Pin» (ω); угол атаки – отклонение оси инструмента от перпендикуляра к поверхности свариваемого образца (α); усилие прижима – усилие прикладываемое к сварочному инструменту для погружения его в свариваемый образец (P_z). Подача при сварке – скорость передвижения инструмента вдоль свариваемых кромок (V св.) поддерживалась постоянной и равной 50 мм/мин. Выбор режимов сварки осуществлялся исходя из рекомендаций, приведенных в [62] для алюминиевых сплавов, с учетом технических возможностей сварочного оборудования.

Таблица 5.1 – Режимы сварки трением с перемешиванием

№ режима	Скорость вращения (ω), об/мин	Угол атаки (α), град	Усилие прижима (P_z), кН
1	150	2	55
2	150	2	60
3	170	2	55
4	150	2	65
5	170	2	65
6	130	2,5	65
7	150	2,5	65
8	150	3	65
9	170	3	65
10	160	2,5	70

По результатам рентгенографического контроля выявлены дефекты типа несплошности на всю длину в швах, выполненных по режиму с 1-3, в швах по режимам 4-9 дефекты не обнаружены. Внешний вид результатов рентгенографического контроля представлен на рисунке 5.4.

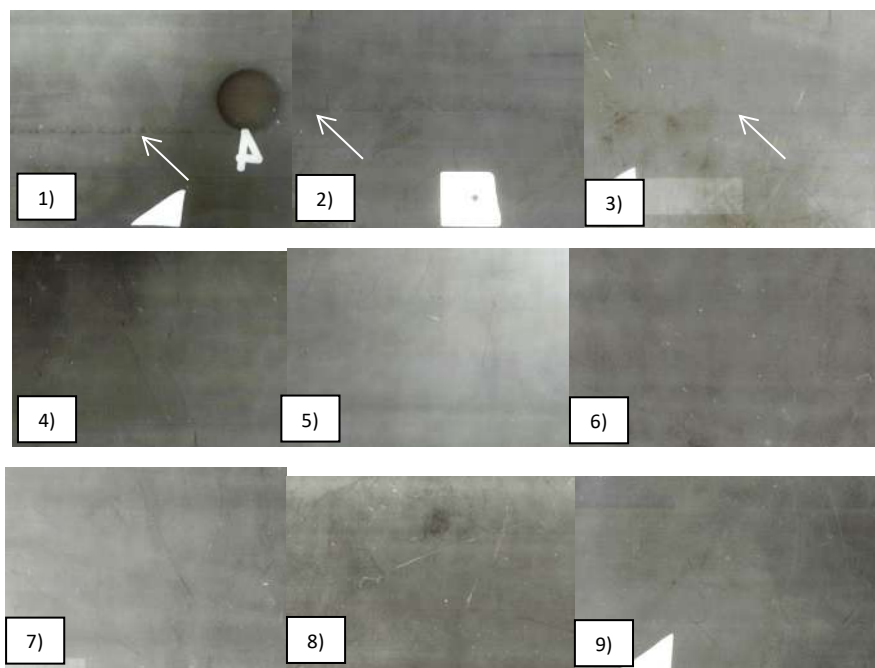


Рисунок 5.4 - Рентгенограммы сварных соединений. Номер на рисунке соответствует номеру режима сварки (таблица 5.1).

В макроструктуре швов, выполненных по режимам 1, 2 и 3 были выявлены дефекты в виде множественных несплошностей неправильной формы. В образце по режиму 1 в поперечном сечении дефект представлен в виде несплошности неправильной формы размером до 1,63 мм и площадью 3,23 мм² (рисунок 5.5 а). В долевым сечении дефект имеет высоту до 1,73 мм и протяженность по всему образцу (рисунок 5.5 б). Внутри полости поверхность металла чистая, наблюдаются следы пластической деформации в виде языкообразных выступов.

На образце по режиму 2 дефект имеет протяженность до 2 мм и площадь до 10,9 мм² (суммарно) в исследованном сечении. В образце по режиму 3 дефект протяженностью до 1,1 мм и площадью 12,9 мм². На образце по режиму № 6 выявлен дефект размером до 0,1 мм в исследованном сечении. Дефекты наблюдаются также и с противоположной стороны темплетов, что подтверждает их сквозной (протяженный) характер. В макроструктуре швов, выполненных по режимам 4, 5, 7, 8, 9, дефекты не обнаружены. Внешний вид макротемплетов представлен на рисунок 5.6.



Рисунок 5.5 – Дефект в макроструктуре образца, сваренного по первому режиму: а) поперечное сечение, б) долевое сечение

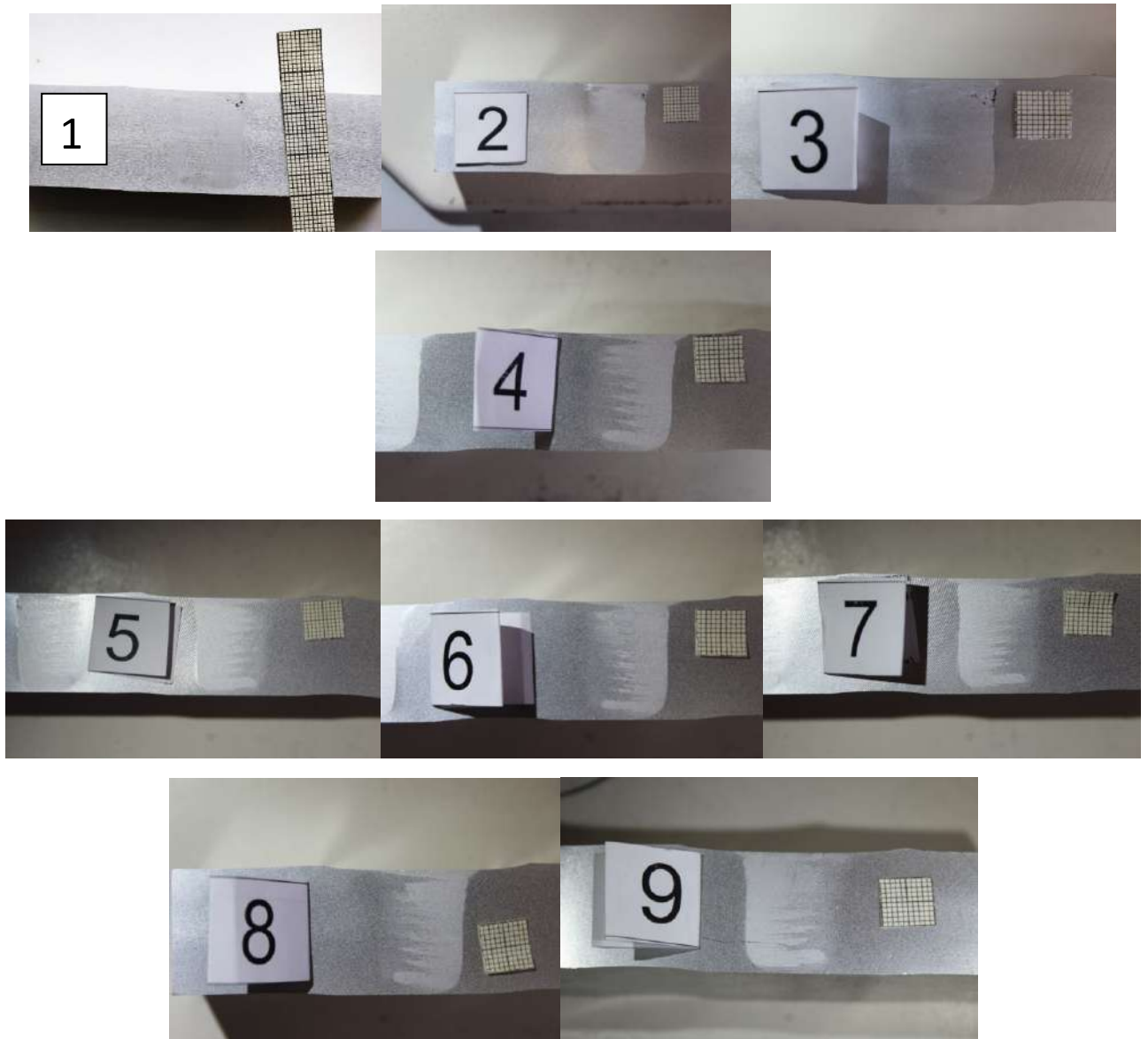


Рисунок 5.6 – Внешний вид макроструктуры образцов. Номер на рисунке соответствует номеру режима сварки (таблица 5.1).

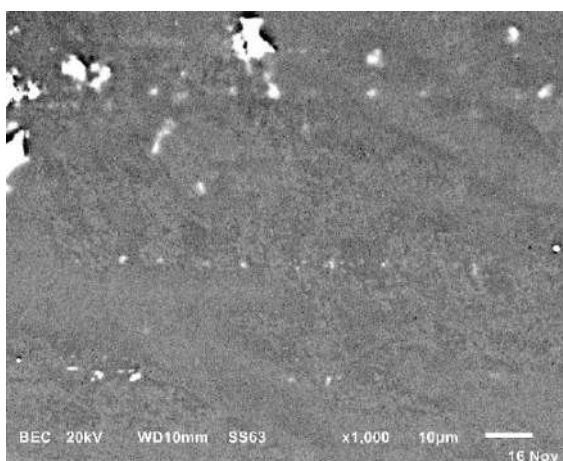
Глубина залегания дефектов от 1,5 до 2 мм от поверхности шва. Дефекты располагаются исключительно в верхней левой части шва относительно направления движения инструмента.

Микроструктура исследовалась на образцах, вырезанных из сварных соединений и из основного материала. Характерная структура катаных полуфабрикатов состоит из нерекристаллизованных зерен, вытянутых в направлении деформации (рисунок 5.7).

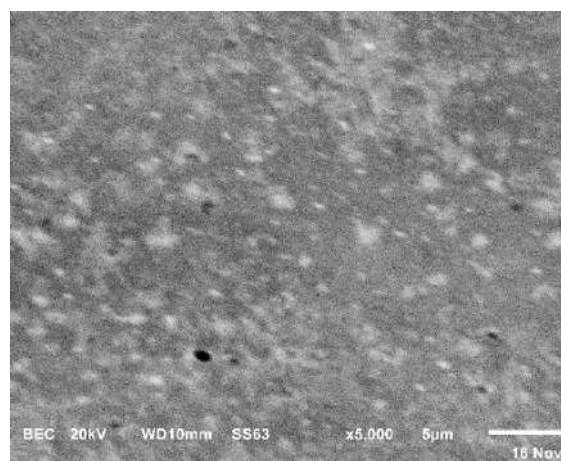
Исследованием фазового состава основного материала установлено, что структура представлена α -фазой (твердый раствор на основе Al) с включениями дисперсидов переходных металлов (ПМ) размером менее 1 мкм (рисунке 5.8.).



Рисунок 5.7 – Микроструктура основного материала



а



б

Рисунок 5.8 – Характерная структура основного материала: а) зернограничные фазы на базе алюминия с магнием и кремнием (темные) и с железом и марганцем (светлые); б) дисперсиды переходных металлов в зерне и на границах зерен

Исследование химического состава фаз методом микрорегеноспектрального анализа (МРСА) показало, что на границах зерен присутствуют фазы алюминия с магнием, по составу близкие к β -фазе (Al_3Mg_2), алюминия с магнием и кремнием, наиболее вероятно, $AlMgSi$ и Al_2MgSi_2 , и сложные фазы на базе алюминия с железом и марганцем, предположительно $Al_{0,5}Fe_{0,9}Mn_{0,6}$, которая может содержать ПМ в различных комбинациях.

Из сварных соединений изготовлены поперечные микрошлифы. Имеется выраженное структурное различие между основным материалом и швом (рисунок 5.9). Для сварки трением характерна мелкозернистая структура шва и измельчение зернограницных фаз, имеющих место в основном металле.

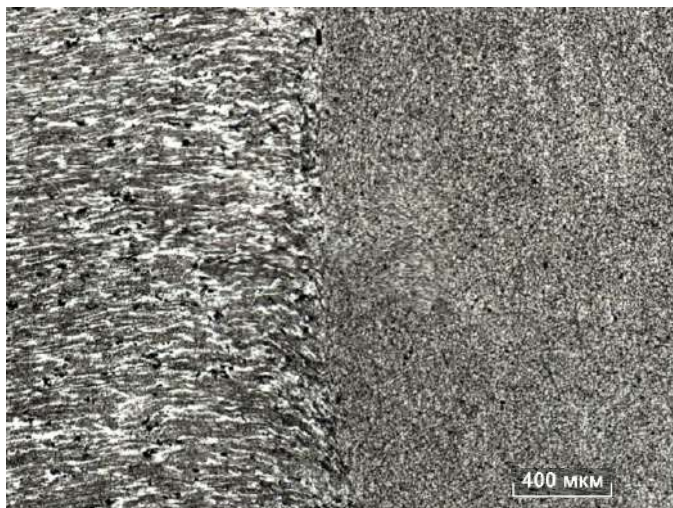


Рисунок 5.9 - Характерная структура сварного соединения СТП из сплава Al-Mg-Sc

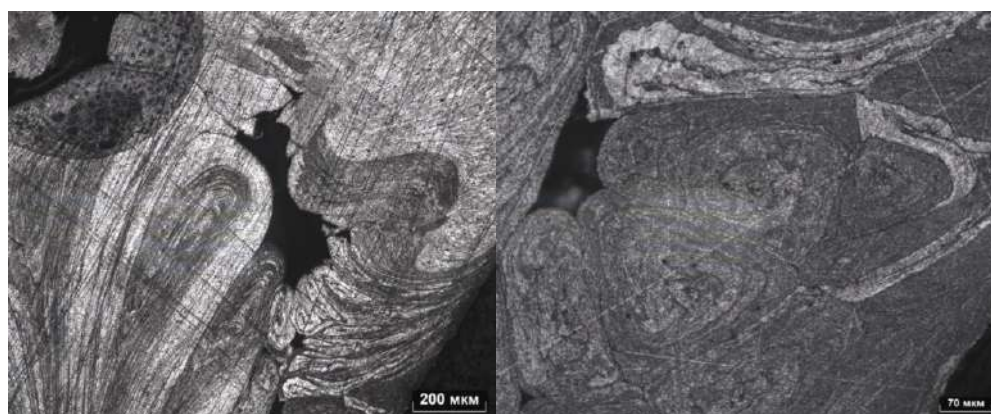
В сварных швах по режиму 3 и 6 в микроструктуре выявлены дефекты в виде нарушения сплошности металла. При этом на образце по режиму 3 дефект выражен значительно больше. Образование дефекта происходит по границе основной материал/сварной шов.

В зоне дефекта на образце с режимом 3 наблюдается существенная неоднородность сварного шва, разделяющая шов на две зоны – подповерхностную (максимум 2,36 мм от поверхности) и основную (рисунок 5.10). При этом можно отметить, что перемешивание в основной зоне осуществляется по оси сварного шва и имеет в целом плотную, хорошо спрессованную многослойную структуру. В свою очередь подповерхностная зона шва имеет неплотную и неоднородную

структуру с различными центрами перемешивания (рисунок 5.11а). Между слоями и зонами микроперемешивания наблюдаются разрывы (рисунок 5.11б). Видно, что в зоне расположения дефекта не сформировалась плавная переходная структура между зоной сварки и основным материал, края несплошности имеют преимущественно прямоугольную или острую форму.



Рисунок 5.10 – Внешний вид сварного соединения (режим 3)



а

б

Рисунок 5.11 – Фрагмент подповерхностной зоны сварного соединения (режим 3): а) неоднородность структуры; б) разрывы в зонах неоднородности

На образце, полученному по режиму 6 структура сварного соединения также имеет две зоны, однако подповерхностная зона существенно плотнее, структурирована и имеет меньшую глубину (максимальный размер 2,1 мм) (рисунок 5.12). Вблизи центральной зоны по глубине можно наблюдать структурную неоднородность, наблюдаемую как центр перемешивания, откуда расходятся концентрические структурные слои (рисунок 5.13). Переходная зона со стороны набегания слабо выражена, между сварным швом и основным металлом

со стороны отставания четкая граница. Наблюдается замешивание основной и подповерхностной зон с прострелом грубого подповерхностного волокна по кромке между границей раздела шов/основной материал, где и сформировался дефект (рисунок 5.14).



Рисунок 5.12 – Микроструктура образца, сваренного по режиму 6

Структура сварного шва по режиму 8 также состоит из двух зон. Подповерхностная (максимальный размер 2,07 мм) и основная. Основная зона сварного шва имеет однородную слоистую структуру без выраженных дефектов (рисунок 5.15). Сторона отставания шва по аналогии с предыдущими образцами имеет четкую границу раздела. Основной металл по верхней и нижней границе имеет выраженный изгиб волокна к центру сварного соединения. Со стороны набегания шва не наблюдается выраженной границы. Подобная структура характерна для всех швов, для которых проводилось исследование микроструктуры.



Рисунок 5.13 – Фрагмент подповерхностной зоны на образце, сваренном по режиму 6

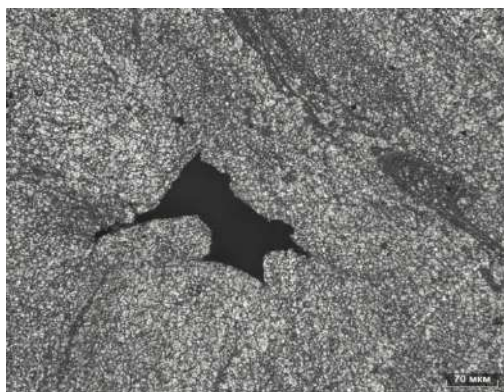


Рисунок 5.14 – Внешний вид дефекта на образце, сваренном по режиму 6

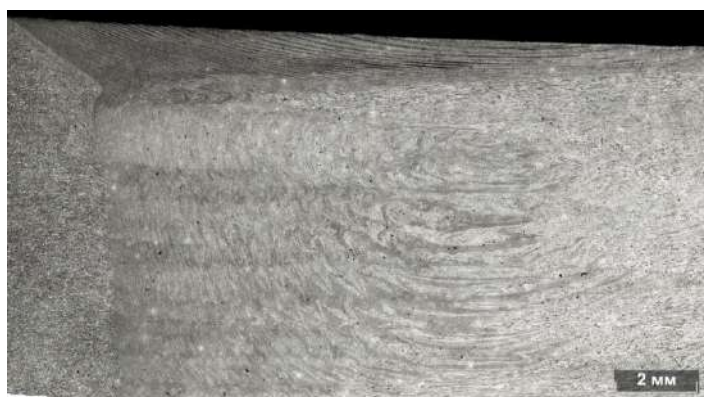


Рисунок 5.15 – Внешний вид сварного соединения (режим 8)

Подповерхностная зона сварного шва преимущественно однородная. Исходя из формы волокон, можно сделать вывод, что вектор формирования ее - от поверхности шва к центру под некоторым углом, ориентированным в сторону набегания. В нижней части подповерхностной зоны со стороны отставания форма волокна слегка искажается и имеет вид подобный получаемому при осадке (рисунок 5.16).



Рисунок 5.16 – Искажение волокна на образце (режим 8)

Микроисследованием признаков перегрева, который характеризовался бы оплавлением по границам зерен, не выявлено ни для одного образца.

Анализ микроструктуры образцов, выполненных по разным режимам, выявляет некоторые общие черты сварного шва. Исходя из структуры, можно предположить модель формирования сварного соединения. На первом этапе металл в пластичном состоянии формирует две зоны. Первая – основная и она образуется преимущественно под действием деформации от вращения пина, в ней четко прослеживается ось, вокруг которой формируются U-образные слои, расходящиеся к границам шва с повышенной плотностью слоев на периферии. Вторая – подповерхностная образуется в результате того, что металл, выталкиваемый на поверхность, деформируется заплечником сварочного инструмента. Необходимо отметить, что зоны отличаются по внешнему виду структуры, что объясняется различными условиями деформации. На втором этапе две сформировавшиеся зоны шва взаимодействуют друг другом как две системы, и объем металла, выталкиваемый на поверхность, уже не формирует подповерхностную зону, а деформирует ее, при этом образуется переходная область. Описанный механизм хорошо прослеживается на образце, сваренном по режиму 6 (рисунок 5.17).

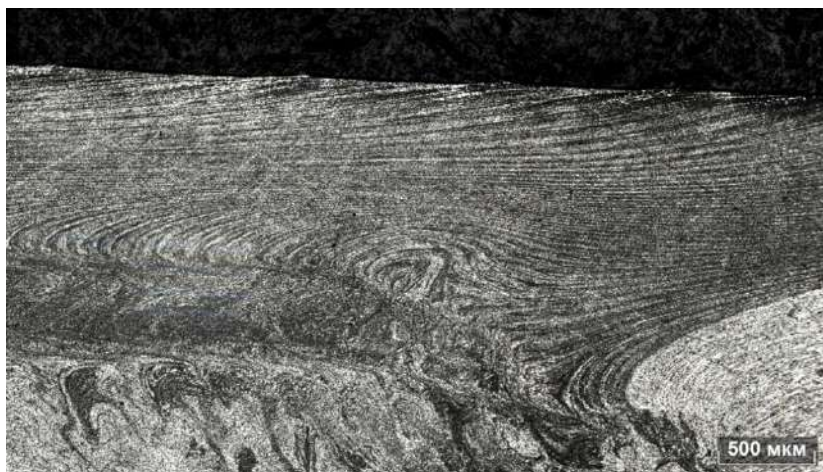


Рисунок 5.17 – Формирование волокна на образце, сваренном по режиму 6

Так же можно отметить, что для всех швов имеет место вытягивание металла со стороны набегания и формирование со стороны отставания резкой границы. При этом направление волокна в основной зоне шва преимущественно

перпендикулярно ориентированно относительно направления волокна в исходной плите.

В процессе отработки режимов сварки трением с перемешиванием установлено, что для сварки плит толщиной 25 мм из сплава Al-Mg-Sc в нагартованном состоянии для обеспечения плотной однородной структуры могут быть рекомендованы режимы, включающие в себя: скорость перемещения инструмента – 50 мм/мин, скорость вращения инструмента – 150-170 об/мин, угол атаки – 2-3°, усилие прижима – 65-70 кН.

5.3 Дефекты типа твердое включение в соединениях, выполненных сваркой трением с перемешиванием

Среди наиболее распространённых дефектов сварки трением с перемешиванием это грубые твердые выделения в сварном шве [179]. Разрушение сварных соединений при механической нагрузке широко рассмотрено в работах [180-182], где показано, что разрушение, инициирующееся в сердцевине соединения, зачастую связано с наличием дефектов.

Металлические включения представляют частицы инородного металла, попавшие в металл сварного шва. Причиной образования таких дефектов при СТП является адгезионный и диффузионный износ, разрушение или поломка сварочного инструмента в процессе сварки, в том числе при касании наконечника поверхности формирующей подкладки.

С целью исследования особенностей формирования структуры сварного соединения в условиях попадания твердого включения было проведено моделирование дефекта, для этого сварное соединение было разделено на 5 участков протяженностью 200 мм, на первых 100 мм сварного шва дефекты не закладывались. На участке 1 на одной кромке было засверлено отверстие Ø 3 мм и протяженностью 15 мм, куда была запрессована тонкая медная проволока. На участке 2 в свариваемую кромку образца был внедрен вольфрамовый электрод Ø 2 мм на глубине 12,5 мм. На участке 3 было установлено сверло из инструментальной стали P18 Ø 2 мм на глубине 12,5 мм протяженностью 4 мм. На участке 4 было

установлено сверло из инструментальной стали P18 Ø 2 мм под углом 45°. Кромки плиты на участке 5 были окрашены термостойким лакокрасочным покрытием. Сегменты из плиты с заложенными дефектами на кромках были сварены между собой нерегулируемым сварным инструментом по режиму: давление на инструмент – 65кН, скорость перемещения инструмента - 50 мм/мин, скорость вращения инструмента - 150 об/мин, угол атаки 2°.

В макроструктуре образцов, изготовленных из участков 1,2,3,4, выявлены дефекты в виде твердых включений. Внешний вид макроструктуры образцов представлен на рисунок 5.18.

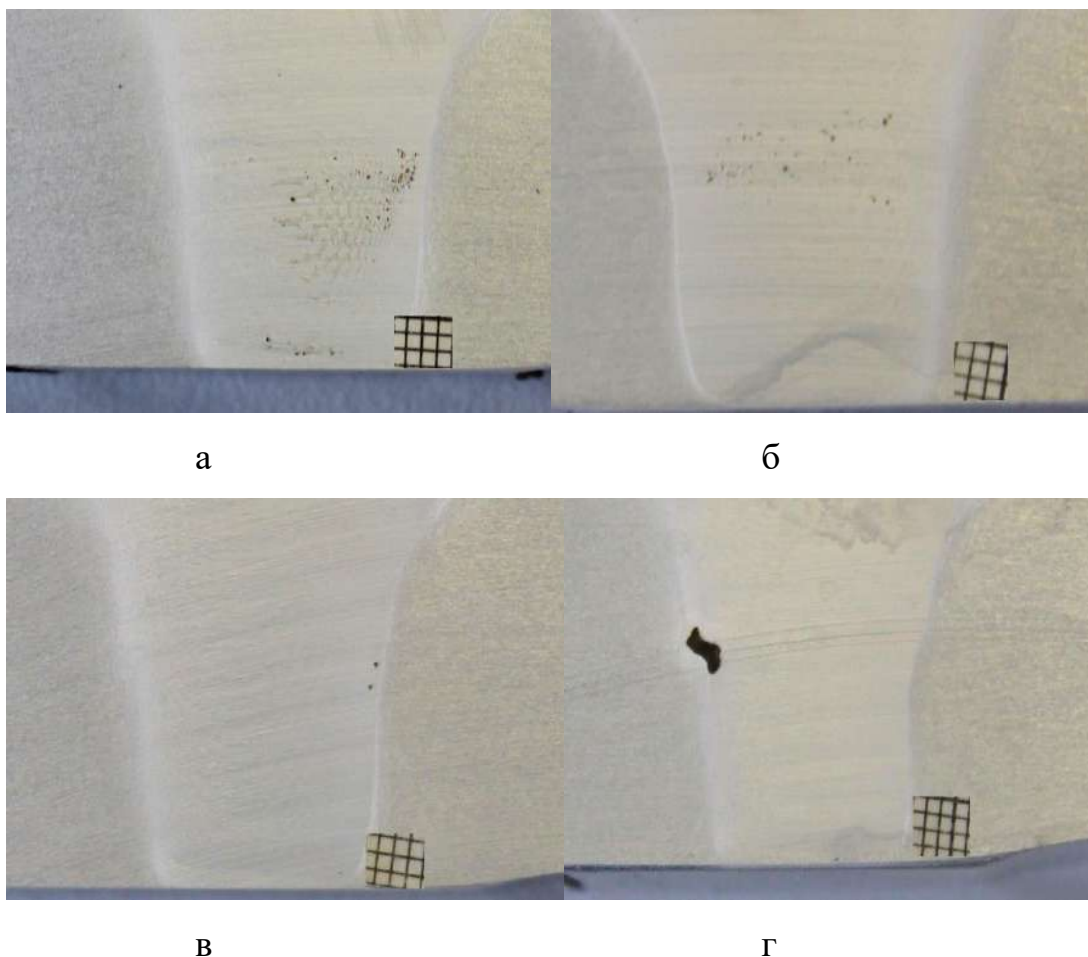


Рисунок 5.18 – Макроструктура сварных швов: а) участок 1, б) участок 2, в) участок 3, г) участок 4

В макроструктуре образца из участка № 5, где кромки были покрыты термостойким лакокрасочным материалом, дефектов не было выявлено (рисунок 5.19). Однако с целью проверки дефектов микроструктуры был изготовлен шлиф в

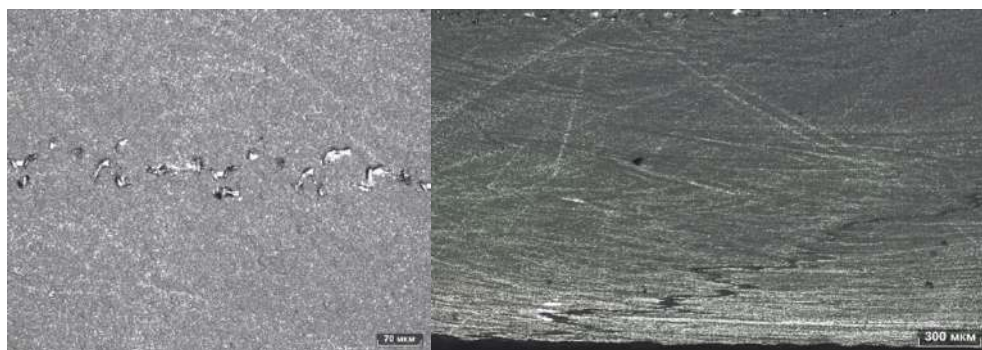
поперечном сечении сварного шва. В микроструктуре были выявлены расслоение у поверхности (рисунок 5.20 (а)), строчка твердых включений у корня шва (рисунок 5.20 (б)), а также расслоение в виде S-образной кривой в корне шва (рисунок 5.20 (в)).



Рисунок 5.19 – Макроструктура сварного шва на участке № 5



а



б

в

Рисунок 5.20 – Микроструктура сварного шва на участке № 5: а) расслоение у поверхности, б) цепочка включений, в) расслоение в виде S-образной кривой

По результатам рентгенографического контроля выявлены дефекты в виде твердых включений (рисунок 5.21), при этом хорошо видно даже раздробленные частицы инструмента. Твердые включения имеют ярко выраженный контраст и легко различимы на пленке. Дефекты на участке № 5, установленные микроисследованием, на рентгенограммах не выявлены.



а



б



в



г



д

Рисунок 5.21 – Рентгенограмм сварного шва: а) участок 1, б) участок 2, в) участок 3, г) участок 4, д) участок 5

Проведенные исследования позволяют сделать вывод о том, что твердые включения в процессе сварки локализуются как крупными фрагментами, так и в виде раздробленных мелких частиц. Метод рентгенографии позволяет с высокой достоверностью выявлять даже самые мелкие частицы твердых включений. Ремонт шва повторным проходом сварочного инструмента без удаления из сварного соединения подобных дефектов не будет эффективным, так как при взаимодействии с сварочным инструментом твердые включения дробятся и замешиваются в металл шва. Рентгенографический контроль эффективно позволяет определять расположения дефектов, для их дальнейшего удаления методом механической обработки с последующим ремонтом, связанным с бужеванием и окончательным проходом сварочным инструментом.

Эксперимент, связанный со сваркой кромок, покрытых лакокрасочным покрытием, моделирует ситуацию с затягиванием в сварной шов окисных плен, которые формируют S-образную кривую как с лицевой, так и с корневой стороны шва. Ввиду малого раскрытия данный тип дефекта является крайне опасным, так является острым концентратором напряжений и при этом трудно выявляется методами неразрушающего контроля. Полученные данные свидетельствуют о необходимости осуществления операции подготовки поверхности кромок перед сваркой в части удаления поверхностных загрязнений и окисленного слоя.

5.4 Механические свойства сварных соединений

Испытания на растяжение сварных соединений из отожжённых листов и нагарованных плит проводились по ГОСТ 6996-66. Испытаниям подвергались образцы из сварного соединения при температурах минус 196 °С, минус 70 °С, плюс 100 °С, плюс 150 °С, плюс 200 °С. Образцы для испытаний вырезались в направлении, поперечном направлению сварки, так, чтобы в рабочей части каждого образца полностью присутствовала зона сварного соединения.

Сводные данные испытаний образцов сварных соединений из листа и плиты при температурах минус 196 °С, минус 70 °С, плюс 100 °С, плюс 150 °С, плюс 200 °С представлены на рисунок 5.22.

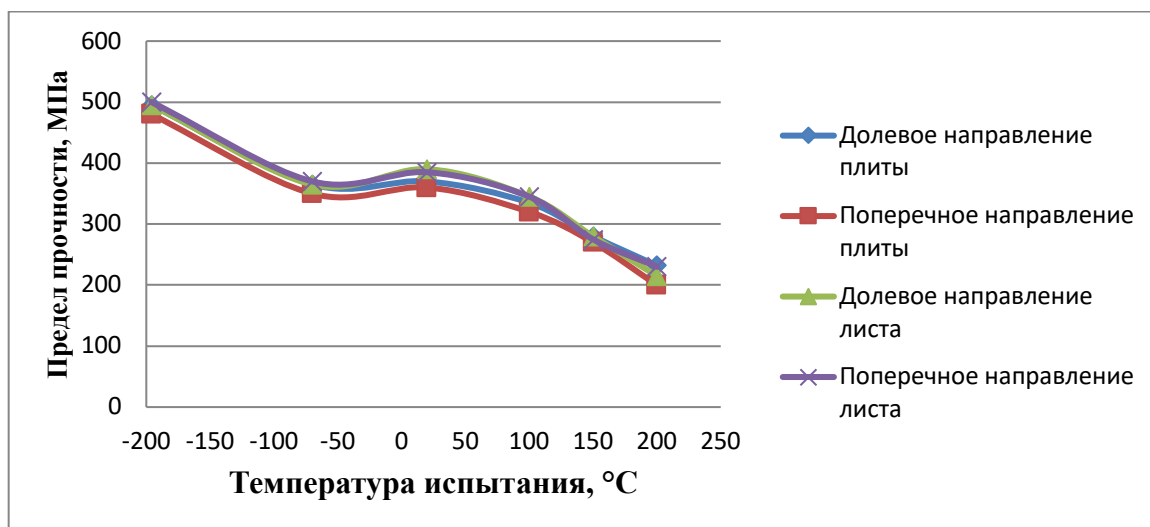


Рисунок 5.22 – Зависимость предела прочности от температуры, вида полуфабриката и направления проката для сварных соединений СТП

Результаты испытаний механических свойств сварных соединений плит и листов показывают, что их прочность не зависит от исходного структурного состояния полуфабриката и направления волокна. Данный факт свидетельствует о том, что в процессе сварки трением с перемешиванием происходит существенное изменение исходной структуры полуфабриката, что было подробно описано в разделах 5.1, 5.2 настоящей диссертации.

Понижение температуры до -196°С приводит к увеличению прочности сварных соединений СТП на 30% относительно значений при 20°С, что является характерной особенностью исследуемого сплава системы Al-Mg-Sc и связано с подавлением термоактивируемых процессов, таких как взаимодействие точечных дефектов и дислокаций, а также снижением подвижности дислокаций. Полученные данные также свидетельствуют о том, что при увеличении температуры испытаний наблюдается снижение предела прочности относительно комнатной температуры, так при 200°С снижение прочности составляет 45%. Повышение температуры нивелирует эффект деформационного упрочнения и способствует повышению подвижности дислокаций.

Коэффициент прочности сварных соединений СТП из перспективного экономнолегированного сплава системы Al-Mg-Sc, определенный как отношение предела прочности сварного соединения к пределу прочности основного материала составляет:

- для листов 0,9 при -196°C и 20°C , 0,8 при 200°C ;
- для плит 0,9 при -196°C , 0,85 при 20°C и 0,8 при 200°C .

Пониженный коэффициент прочности при температуре 20°C для нагартованных плит свидетельствует о снижении эффекта наклепа в процессе температурного воздействия при сварки трением.

С целью подтверждения стабильности технологического процесса СТП и влияния предела прочности исходного полуфабриката из сплава системы Al-Mg-Sc при комнатной температуре на уровень прочности сварного соединения, полученного методом сварки трения с перемешиванием, проведен анализ статистических данных испытаний. Для этой цели сваривались образцы с габаритами 25x350x1000 мм. С целью исключения влияния дефектов на механические свойства после сварки проводился рентгенографический и ультразвуковой контроль.

Из каждого образца с габаритами 25x350x1000 мм вырезались: три образца для испытаний на статическое растяжение (тип образца XIII по ГОСТ 6996-66), два образца на ударный изгиб (тип образца VI по ГОСТ 6996-66), четыре образца на статистический изгиб (тип образца XXVIIa по ГОСТ 6996-66).

В ходе проведенных работ было изготовлено 90 образцов для определения предела прочности сварного шва, 60 образцов для испытаний на ударный изгиб сварного шва, 120 образцов для испытаний на статический изгиб сварного шва.

Результаты испытаний образцов показали, что после проведения отработки режима сварки и подбора оптимальных параметров вероятность образования дефектов незначительна, что подтверждается отсутствием дефектов по результатам УЗК, рентгенографии и осмотром изломов образцов. Значения предела прочности сварного соединения при температуре 20°C вне зависимости от исходного уровня прочности полуфабриката находятся в пределах 360-380 МПа. Коэффициент

снижения предела прочности составил 0,9. Ударная вязкость (КСУ) сварных соединений СТП составила 800-850 кДж/м². Угол загиба со стороны с корневой стороны шва составил 64-67 градусов. Угол загиба с лицевой стороны шва составил 80-130 градусов.

5.5 Оценка влияния времени хранения сварных соединений на механические свойства

Ускоренные климатические испытания проводятся с целью оценки влияния внешних воздействующих факторов окружающей среды на сохраняемость свойств материала в процессе хранения и эксплуатации изделий из него. УКИ путем активации процессов старения материала под воздействием внешних факторов позволяет имитировать хранение в течение 14 лет. Подробно методика УКИ описана в разделе 2 настоящей диссертации. Срок в 14 лет определен исходя из предъявляемых требований к ракетам-носителям об обеспечении гарантийного срока хранения и эксплуатации в течении 6,5 лет с учетом возможности продления данного срока в два раза.

Зависимость механических свойств сварных соединений плиты и листа до и после УКИ представлены на рисунке 5.23.

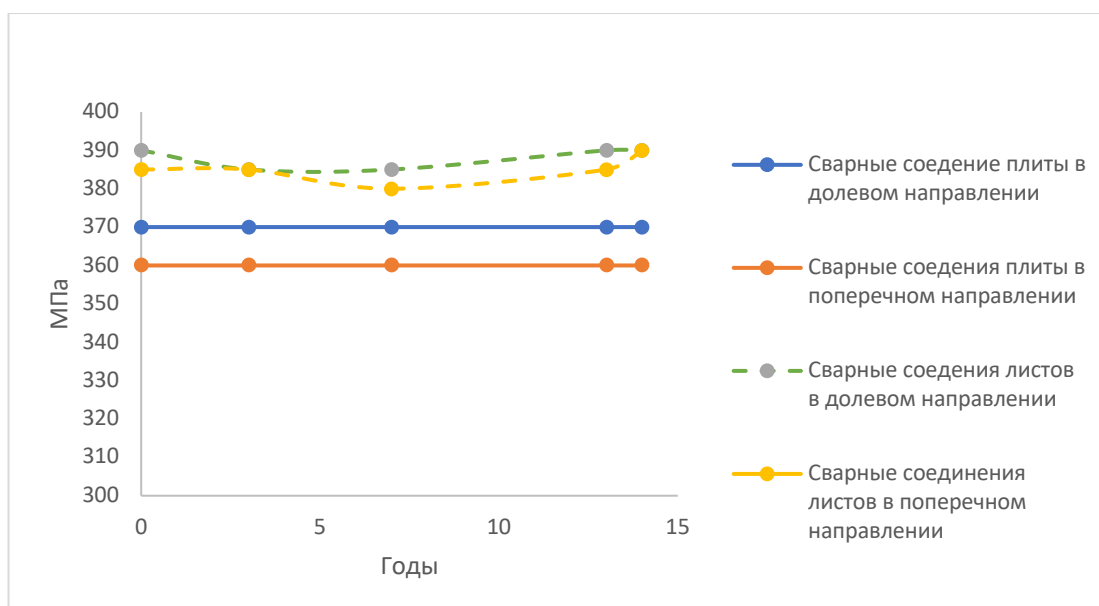


Рисунок 5.23 – Зависимость предела прочности сварных соединений СТП от времени хранения

Для сварных соединений листов и плит в долевом и поперечном направлении снижение σ_b отсутствует. Отклонения значений предела прочности на графике для листов находятся в пределах доверительного интервала и объясняются статистической погрешностью.

Снижение предела прочности сварных соединений плит из сплава системы Al-Mg-Sc обусловлено снижением эффекта наклепа, полученного в процессе проката полуфабриката, что также было выявлено и для основного материала плиты.

Результаты ускоренных климатических и механических испытаний показывают, что при проектировании изделий с длительным сроком хранения и эксплуатации, возможно установить 14 - летний срок сохраняемости свойств сварных соединений СТП.

5.6 Коррозионная стойкость сварных соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием

Целью испытаний на коррозионную стойкость являлась оценка чувствительности сварных соединений СТП из полуфабрикатов из сплава Al-Mg-Sc к негативному воздействию окружающей среды. Испытанию подвергались образцы размером 110x20x2,5 и 55x25x4,5 мм, вырезанные из плиты и листа в долевом и поперечном направлении.

Результаты испытаний на общую коррозионную стойкость сварных соединений листа и плиты, полученных сваркой трением с перемешиванием, представлены в таблице 5.2.

По результатам испытаний можно сделать вывод, что металл сварного шва на листе и плите, полученный методом СТП, обладает стойкостью против общей коррозии. Это связано с качеством микроструктуры самого сварного шва.

Таблица 5.2. – Результаты испытаний сварных швов листов и плит на общую коррозионную стойкость

Вид полуфабриката	Вид образцов	Состояние поверхности	Балл
Лист	СТП	Слабое начальное разрушение поверхности – появление цветов побежалости, потускнение; Начальная степень точечной коррозии на доле площади поверхности до 1%	1
Плита	СТП	Слабое начальное разрушение поверхности – появление цветов побежалости, потускнение; Начальная степень точечной коррозии на доле площади поверхности до 1%	1

Результаты испытаний на коррозию под напряжением приведены в таблице 5.3.

Таблица 5.3 – Результаты испытаний на коррозию под напряжением

Вид полуфабриката	Вид образцов	Состояние поверхности	Балл
Лист	СТП	Слабое начальное разрушение - потускнение металла, образование цветов побежалости; Начальная точечная коррозия на 5% площади поверхности; Растрескивание отсутствует	1
Плита	СТП	Слабое начальное разрушение - потускнение металла, образование цветов побежалости; Начальная точечная коррозия на 5% площади поверхности; Растрескивание отсутствует	1

После испытаний на межкристаллитную коррозию сварных соединений на поверхности швов выявлены области коррозионного поражения. Области МКК в виде разветвленной сетки сосредоточены, в основном, в местах стыковки слоев (рисунок 5.24), однако встречаются и на поверхности сварных соединений.

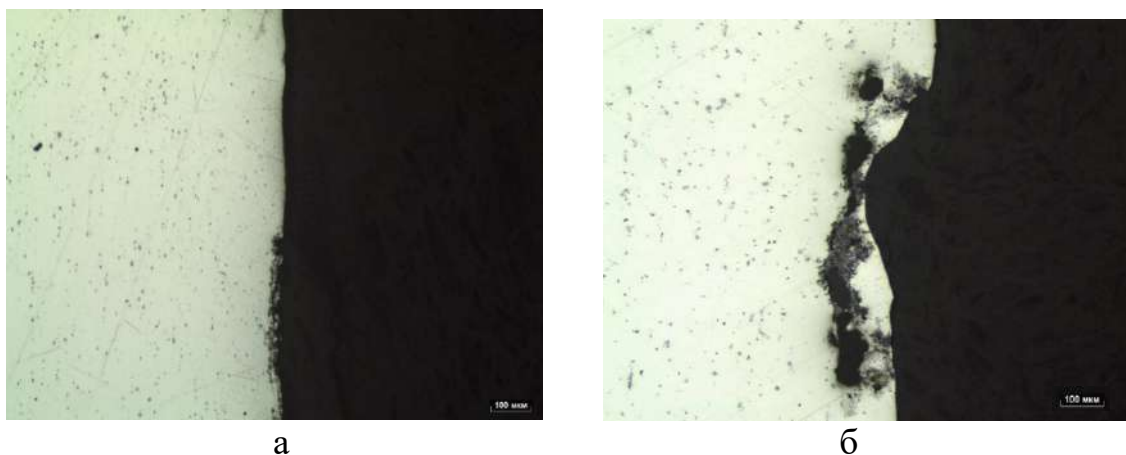


Рисунок 5.24 – Разрушения в зоне «основной металл – сварное соединение»:
а) сварка трением с перемешиванием листа, б) сварка трением с перемешиванием
ПЛИТЫ

Результаты оценки стойкости против межкристаллитной коррозии сварных соединений приведены в таблице 5.4.

Внешний вид поверхности образцов со сварных соединений после испытаний на расслаивающую коррозию (РСК) представлен на рисунке 5.25.

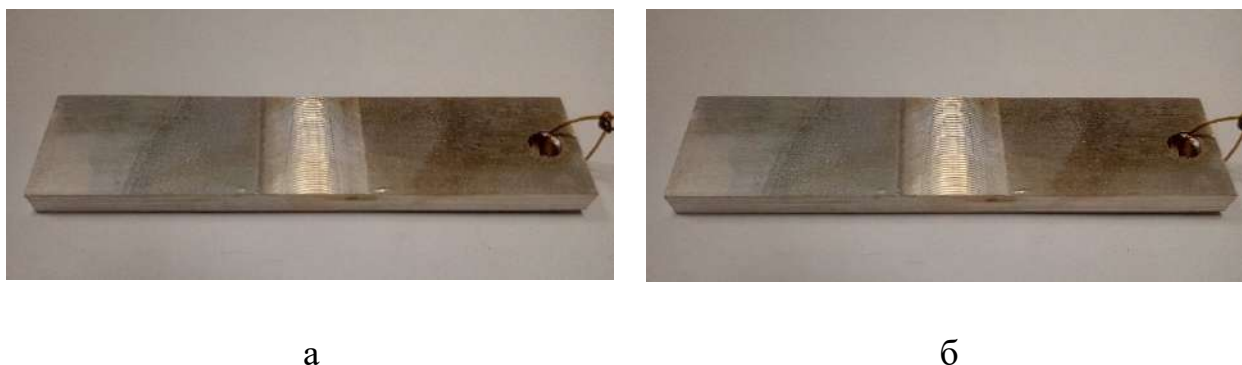


Рисунок 5.25 – Внешний вид образцов сварных соединений, выполненных
СТП: а) лист; б) плита

Таблица 5.4 - Результаты оценки стойкости сварных соединений против межкристаллитной коррозии

Тип полуфабриката	Вид сварки	Характер разрушения	Глубина разрушения, мкм	Протяженность разрушения, мкм
Лист	СТП	Разрушение в зоне «основной металл – сварное соединение»	250 - 1070	35 - 320
		Разрушение на поверхности сварного шва	Отсутствует	
Плита	СТП	Разрушение в зоне «основной металл – сварное соединение»	110 - 190	460 - 1050
		Разрушение на поверхности сварного шва	20 - 35	57 - 65

Результаты испытаний на РСК представлены в таблице 5.5.

Таблица 5.5 – Результаты испытаний образцов листа на РСК

Тип образца	Размеры образца, мм	Состояние поверхности	Балл
Лист	80x19x4	Изменение цвета, потемнение, отслоения до 2 мм	3
Плита	83x25x9	Изменение цвета, потемнение	2

Таким образом, установлено, что сварные соединения СТП обладают стойкостью к общей коррозии, коррозии под напряжением и расслаивающей коррозии. При этом сварные соединения СТП нагартованных плит и отожжённых листов имеют явные разрушения, наблюдаемые после испытаний на МКК, что свидетельствует о неустойчивости против МКК, что обусловлено напряженным состоянием поверхности швов, сформированным в процессе сварки. Полученные результаты позволяют сделать вывод о необходимости в технологических процессах предусматривать дополнительные операции по защите от вредного воздействия окружающей среды сварных соединений СТП.

5.7 Сравнение уровня прочности швов, полученных методом сварки трением с перемешиванием и аргонно-дуговой сварки в ручном и автоматическом режиме

Проведен сравнительный анализ предела прочности образцов из сплава системы Al-Mg-Sc, полученных различными методами сварки, испытанных в диапазоне температур от -196 °С до 200 °С. В качестве основного материала для сварки образцов применялись катаные полуфабрикаты из листов и плит.

Проволока для сварки плавлением была выбрана марки св1575 как наиболее подходящая по химическому составу. Диаметр проволоки составил 1,6 мм. Сварка образцов из плит толщиной 25 мм проводилась в 14 проходов по 7 проходов с каждой стороны. Сварка образцов листа 4,5 мм проводилась в 3 прохода. В результате проведенных работ изготовлены сварные соединения в количестве 15 штук.

Уровень прочности сварных соединений, полученных разными методами, в зависимости от температуры испытаний и вида полуфабриката проиллюстрирован с помощью рисунков 5.26-5.29.

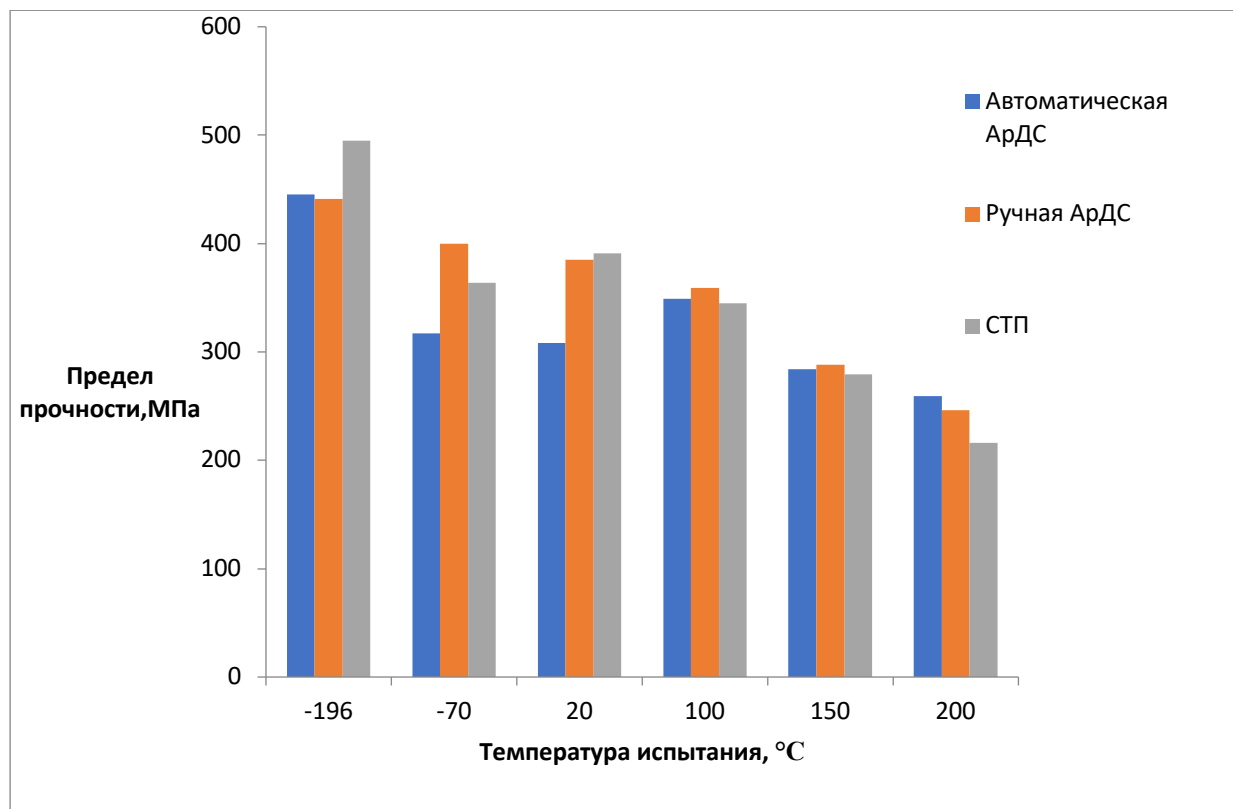


Рисунок 5.26 – Изменение предела прочности от температуры для сварных соединений листов в отожженном состоянии в продольном направлении.

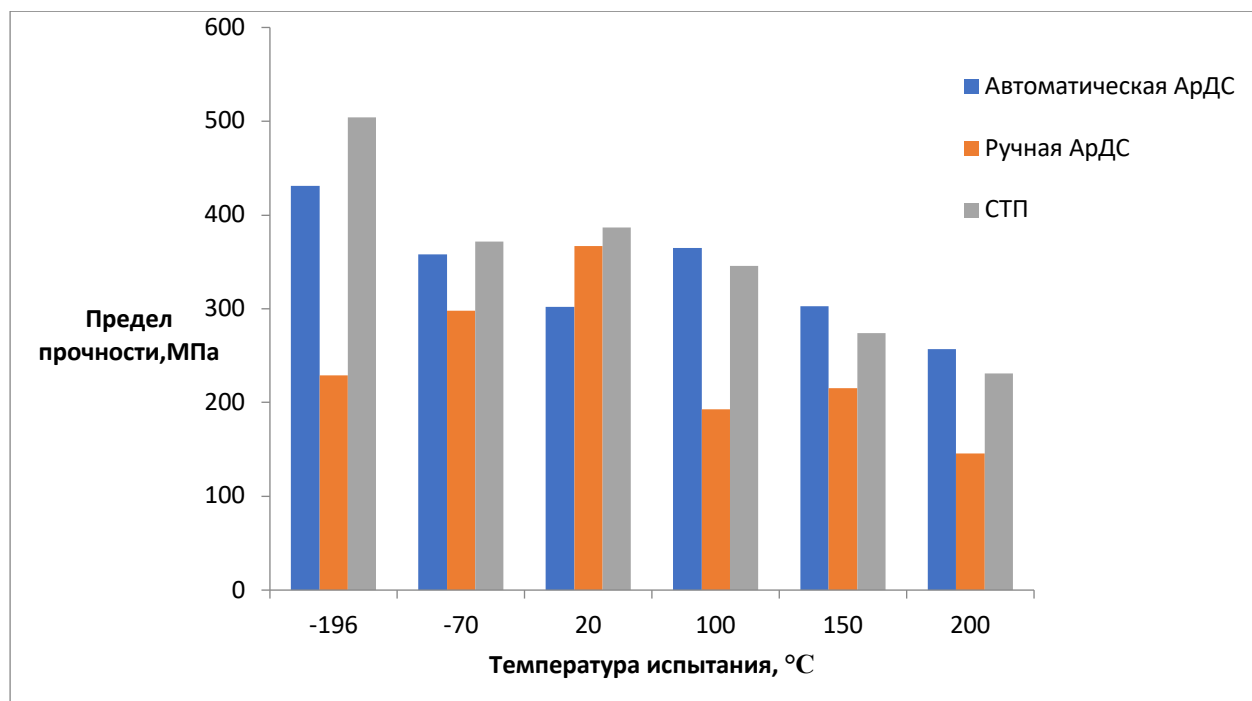


Рисунок 5.27 – Изменение предела прочности от температуры для сварных соединений листов в отожженном состоянии в поперечном направлении

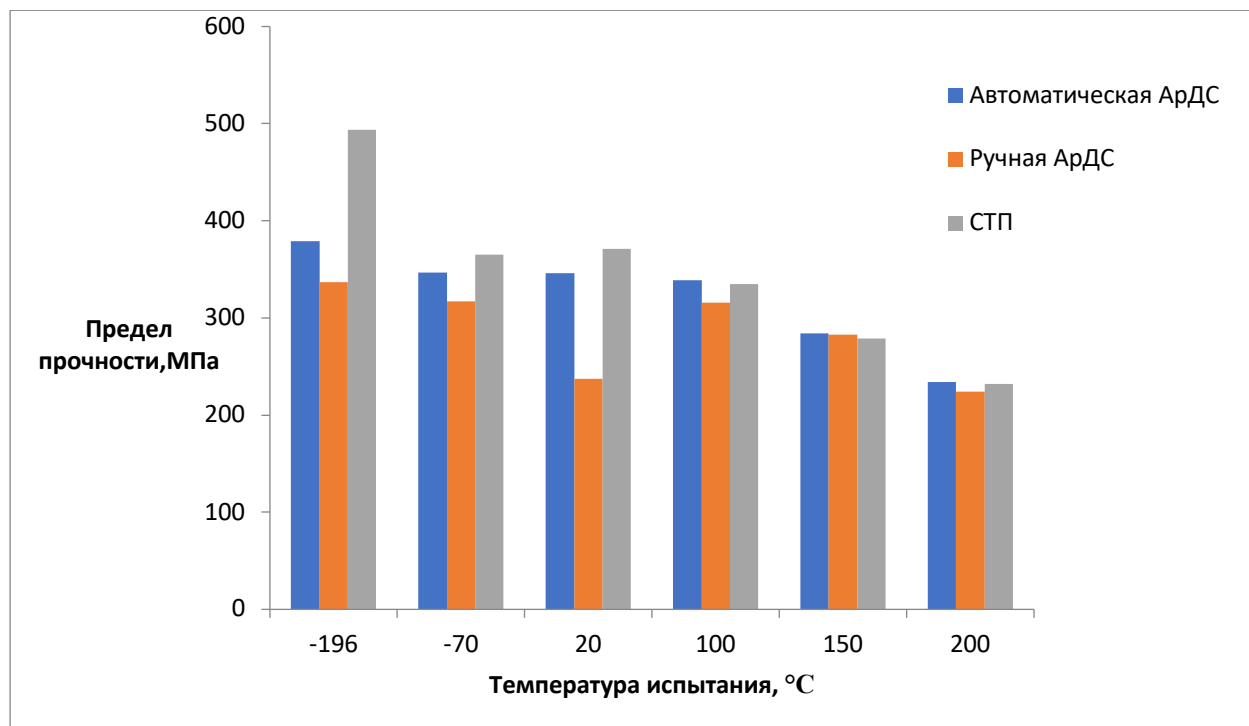


Рисунок 5.28 – Изменение предела прочности от температуры для сварных соединений плит в нагартованном состоянии в продольном направлении

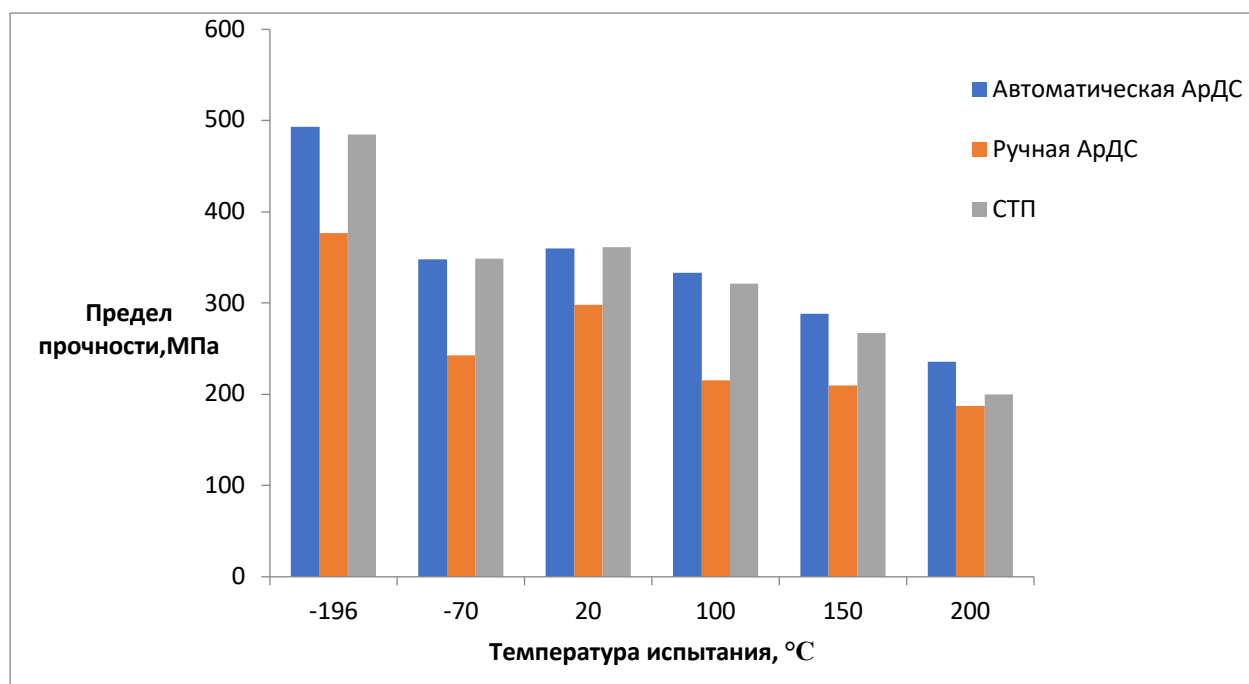


Рисунок 5.29 – Изменение предела прочности от температуры для сварных соединений плит в нагартованном состоянии в поперечном направлении

Анализ результатов испытаний прочности образцов, полученных различными методами сварки, позволяет сделать вывод, что сварные соединения, выполненные СТП, из сплава системы Al-Mg-Sc обладают более высоким уровнем прочности при температурах от -196°C до 20°C , что связано с высоким

коэффициентом сохранения прочности характерным для данного вида сварки. Аргонно-дуговой метод сварки в автоматическом режиме превосходит по пределу прочности другие исследуемые виды сварки при температурах от 100°C до 200°C, так как эффект деформационного упрочнения характерный для катанных полуфабрикатов и СТП снижается с повышением температуры, и при сварки плавлением компенсируется утолщением зоны сварного шва за счет использования присадочной проволоки. Наименьший уровень прочности (за исключением случая сварки листов в отожженном состоянии в продольном направлении) показали сварные швы, выполненные методом аргонно-дуговой сварки в ручном режиме, что связано с высокой вероятностью образования дефектов при данным методе получения неразъемных соединений.

5.8 Классификация внутренних дефектов сварных соединений и их влияние на механические характеристики

В сварных швах, выполненных СТП, как и в швах, выполненных другими видами сварки, возможно появление (возникновение) дефектов. Дефекты швов СТП желательно выявлять методами неразрушающего контроля непосредственно после выполнения сварного шва, не снимая сборку со швом со сварочной машины. При этом имеется возможность исправить дефектное место тем же видом сварки (СТП). Поверхностные дефекты, расположенные на лицевой стороне шва, контролируются оптическим видом контроля (в основном визуально).

С целью определения оптимальной схемы сплошного неразрушающего контроля проведен анализ, классификация и описаны причины образования характерных внутренних дефектов, которые не могут быть выявлены визуально. Исходя из особенностей расположения в шве, природы образования, размерных характеристик и данных механических свойств, сделаны выводы о потенциальной опасности дефектов СТП. Работа выполнена на основании анализа случаев брака, выявленных в процессе отработки режимов сварки.

Основываясь на существующих данных, приведенных в главе 1 настоящей диссертации, выявленные случаи брака по внутренним дефектам, подтвержденные металлографическими исследованиями, можно разделить на 4 типа:

1. Непровар в корне шва;
2. Канал;
3. Твердое включение;
4. Kissing Bond.

Непровар – это дефект в виде местной неслышности в корневой части сварного соединения, ориентирован перпендикулярно к поверхности. Непровар уменьшает сечение сварного шва и вызывает значительную концентрацию напряжений, что может приводить к образованию трещин в сварных конструкциях (рисунок 5.30).

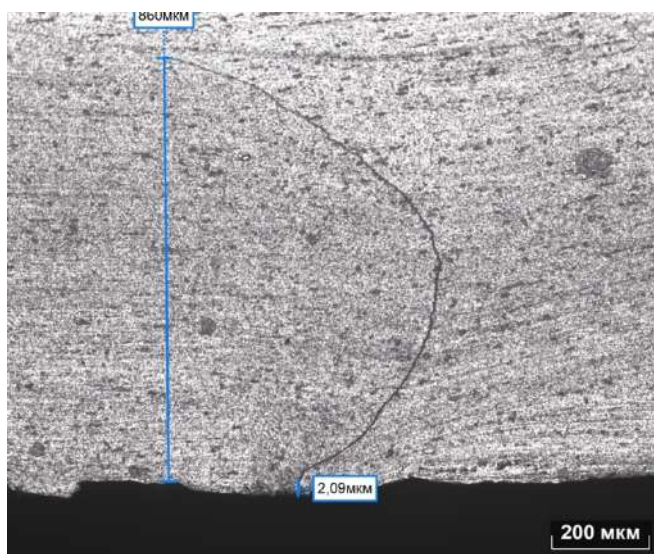


Рисунок 5.30 – Непровар

В швах СТП раскрытие непровара находится в пределах от единиц до сотни микрон. Учитывая возможные причины возникновения непровара (малое заглубление инструмента, отклонение инструмента от линии стыка), — это протяженный дефект. Непровар может быть выявлен УЗК, если его раскрытие более 10 мкм. По месту расположения в шве непровар совпадает с наплывом с корневой стороны шва и с подрезом. Эти дефекты можно охарактеризовать как трещиновидные концентраторы напряжений.

Исходя из проведенных исследований структуры и анализа технологии установлено, что при отклонении от заданной глубины погружения в большую сторону нарушалось формирование соединения в корне шва и появлялась опасность разрушения инструмента и опорной площадки, при отклонении в меньшую сторону в корневой зоне наблюдались дефекты в виде «слипания» кромок (отсутствие соединения, не выявляемого рентгенографией). Основными причинами возникновения дефекта являются локальное увеличение толщины свариваемого металла либо нарушение переноса металла в корневую часть соединения за счет применения слишком короткого сварочного инструмента.

Непровар можно разделить на два вида: первый, когда пластическая деформация отсутствует; второй, когда имеет место сильная пластическая деформация («слипание»). Первый вид непровара может быть, как по центру, так и смещен относительно оси свариваемого стыка вправо или влево. Для второго вида непровара характерно его присутствие на отходящей стороне сварного шва. Также эти два вида дефекта могут присутствовать в сварном шве одновременно.

Канал – это протяженная несплошность внутри сварного шва, ориентированная в долевом направлении (рисунок 5.31).

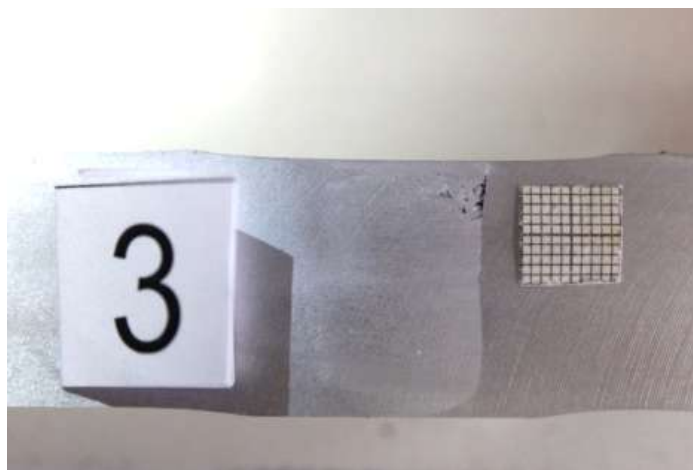


Рисунок 5.31 – Канал

Особенностью канала является его расположение в шве. В процессе отработки режимов сварки наблюдалось, что канал возникает в верхней половине шва и в ряде случаев выходит на внешнюю поверхность. Канал является протяженным дефектом. Для выявления дефекта, не выходящего на поверхность

возможно применение УЗК. Канал, выходящий на поверхность, определяется визуально.

Недостаточное удельное давление вызывает образование в его начальной области большое количество поверхностных макропор размерами более 1 мм и строчных микропор в направлении движения инструмента. Природа пор определена, как газовая из-за недостатка нагрузки и температуры в начале сварки и, как следствие, попадание воздуха в тело шва. Повышенная пористость в зонах термомеханического влияния, термического влияния и в основном металле вызвана выкрашиванием упрочняющей фазы из-за градиента температур на границе зона термического влияния – основной металл. В верхней зоне поперечного сечения шва, полученного при недостаточном давлении на инструмент, также образуются микропоры с размерами 0,5 – 1,3 мм, преимущественно на границе зона термического влияния – основной металл.

С повышением удельного давления на инструмент степень перемешивания материала увеличивается, что способствует исключению образования макропор в начальной области шва. Однако в месте искривления сварного шва на его набегающей стороне установлены сквозные микропоры с кристаллической структурой на границе основной металл – зона термического влияния. Пористость сварного шва вызвана уменьшением температуры и механического воздействия на инструмент, приводящих к неоднородному

Твердые включения – это твердые инородные вещества металлического и неметаллического происхождения в виде отдельных крупных или скоплений мелких включений, попавших в металл шва при СТП (рисунок 5.32).

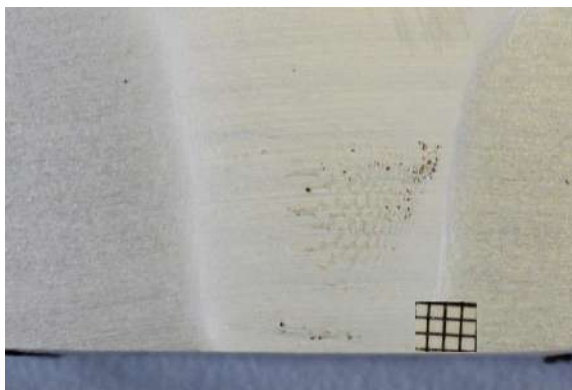
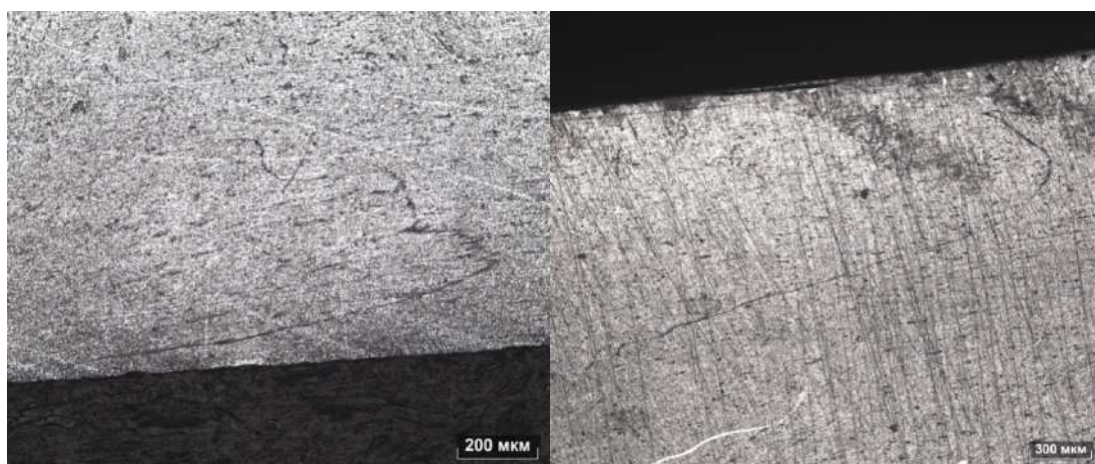


Рисунок 5.32 – Твердые включения

Поскольку основная причина появления таких дефектов связана с поломкой сварочного инструмента или с выкрашиванием его острых граней, металлическое включение представляет собой компактный (точечный) дефект. Попадание в шов СТП неметаллического вещества практически исключено (в зоне сварки материал станка и сварочный инструмент металлические).

Наличие в швах алюминиевых сплавов, выполненных СТП, инородных металлических включений может быть следствием контакта рабочего инструмента с подложкой (металлические включения первого типа – располагающиеся вдоль линии стыка), а также износа самого инструмента (второго типа - располагающиеся вдоль линии на отступающей части шва в виде мелких частиц). Включения этого типа представляют собой интерметаллидные железно-алюминиевые частицы, которые отрываются от поверхности инструмента и замешиваются в металл шва

Kissing Bond- это цепочка слипаний и (или) окислов или в виде «S» образной кривой (рисунок 5.33). Дефект может располагаться в корневой или в верхней части сварного шва. Образование дефекта связано с наличием тонких несплошностей, выходящих на поверхность, по которым в сварной шов происходит затягивание воздуха, что и приводит к формированию цепочек окислов. Дефект имеет протяженный характер.



а

б

Рисунок 5.33 – Kissing Bond: а) дефект развивается с корневой поверхности;

б) дефект развивается с лицевой поверхности

Дефект не имеет раскрытия, на шлифах «S» образная кривая имеет ширину в единицы микрон, вследствие чего такой дефект методами УЗК имеет низкую

вероятность быть выявленным. В сварке плавлением похожим дефектом может быть назван дефект типа «слипания», встречающийся при точечной сварке алюминиевых сплавов; попытки применения УЗК или других методов неразрушающего контроля оказались безрезультатными. Однако, дефект Kissing Bond в большинстве является продолжением непровара крайне малого раскрытия. Окончание непровара и начало Kissing Bond может быть определено с применением методов цветной дефектоскопии и металлографии. Кроме названия Kissing Bond встречаются также названия стыковые линии, оксидные строчки, оксидный слой стыкуемых кромок.

Для СТП-соединений наиболее опасными и трудно выявляемыми методами неразрушающего контроля являются дефекты типа Kissing Bond (стыковые линии, оксидные строчки). Они могут служить местами зарождения и распространения трещин при эксплуатации сварных конструкций, поэтому их наличие снижает прочность сварного соединения. Появление дефектов данного типа может быть обусловлено недостаточным перемешиванием материала в шве вследствие изношенности инструмента или интенсивным налипанием на инструмент металла при сварке. Часто данный дефект сопровождается фрагментами оксидных пленок, перенесенных в шов с кромок свариваемых деталей, и хорошо видны на поперечном сечении шва. Однако при надлежащей обработке кромок перед сваркой заметить эти дефекты трудно даже при металлографическом анализе поперечного сечения шва.

В случае отсутствия дефектов в процессе механических испытаний разрушение поперечных образцов при растяжении происходит в зоне основного материала. После растяжения при комнатной температуре на поверхности разрушений обоих состояний наблюдаются ямки отрыва, свидетельствующие о большой пластической деформации, необходимой для формирования поверхности излома и о транскристаллитном механизме разрушения. Типичные поверхности разрушения образцов соединений, вырезанных поперек направления сварки представлены на рисунке 5.34.

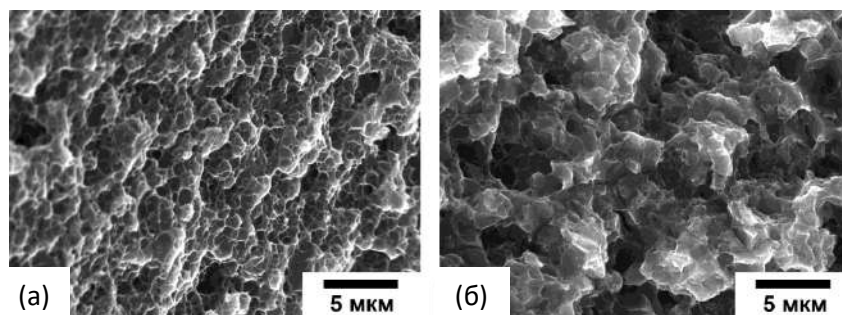


Рисунок 5.34 – Поверхность разрушения образцов: (а) 20°C; (б)-196°C

Фрактографический анализ этих образцов показал, что во всем исследуемом интервале температур основным механизмом разрушения является вязкий транскристаллитный. Кроме того, значительно меньший по сравнению с основными материалами размер ямок отрыва свидетельствует о большей устойчивости зоны перемешивания к зарождению и распространению трещин. Данный эффект, по всей видимости, связан с сильным измельчением зеренной структуры зоны перемешивания в процессе сварки.

Сравнение механических характеристик и изломов бездефектного образца разрушившегося по зоне термического влияния (рисунок 5.35а) и образцов с канальным дефектом (рисунок 5.35б) и непроваром (рисунок 5.35в), разрушившихся по шву, показывает существенную опасность внутренних дефектов. Значение механических свойств представлены в таблице 5.6.

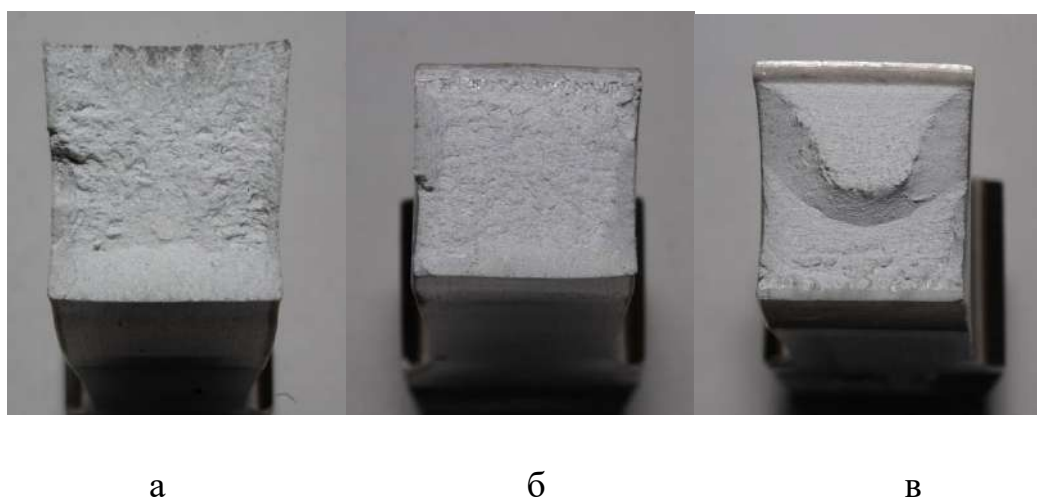


Рисунок 5.35 – Внешний вид изломов: а) без дефекта; б) дефект канального типа; в) непровар в корне шва

Таблица 5.6 – Влияние дефектов на механические свойства сварного соединения

Направление волокна	Температура, °С	Предел прочности, (σ_B^{CB}), МПа	Примечание
Поперечное	20	360	Без дефекта
		280	Непровар
		340	Канал

5.9 Особенности неразрушающего контроля сварных соединений, полученных методом сварки трением с перемешиванием

Сварные соединения являются самым массовым объектом УЗК. Большинство ведомственных документов применительно к сварным соединениям ответственного назначения предписывает либо обязательное проведение УЗК, либо альтернативный выбор УЗК или радиационного контроля, либо контроль обоими указанными методами. Одной из особенностей контроля сварных соединений, выполненных СТП, является необходимость осуществления контроля в составе сварочной установки, не извлекая объект из оснастки. Данное требование продиктовано необходимостью осуществления точного позиционирования сварочного инструмента для возможного исправления дефекта. В связи с этим требуется отказаться от традиционного рентгенографического контроля сварных швов. При этом дефекты СТП имеют очень маленькие размеры, хаотично ориентированы и зачастую не выявляются рентгеновским способом. При этом, в настоящее время методики неразрушающего контроля адаптированы к поиску значительно более крупных дефектов, характерных для аргонодуговой сварки. Решение задачи так же осложняется формой сварных швов и толщиной свариваемых кромок от 4 до 25 мм.

Одним из примеров плохо выявляемого дефекта является сильно сжатый непровар в корне шва с хорошо подогнанными кромками. Раскрытие такого

непровара может быть меньше величины, начиная с которой ультразвук заметно проходит через воздушный зазор. Плохо обнаруживаются ультразвуком неокисленные непровары («слипания»). Существенными факторами, влияющими на величину амплитуды эхо-сигнала, являются раскрытие дефекта и материал заполнения полости дефекта. Исследования В.Г. Щербинского [94] показали, что при малом раскрытии до 1-2 мкм дефекты практически не выявляются при прозвучивании на частотах до 4-5 МГц. Заполнение полости дефектов с большим раскрытием вольфрамом или окислами снижает коэффициент отражения на 0,33-0,67.

Экспериментально-теоретические исследования показали, что с учетом морфологии дефектов СТП и условий производства наиболее приемлемыми методами выявления дефектов СТП является эхо – импульсный метод с применением фазированных решеток с наклонным вводом луча и вариантами схем прозвучивания прямым и отраженным лучами.

На основании проведенных исследований установлены критерии брака в соответствии с ОСТ 134-1051-2010 с учётом максимально возможного уровня чувствительности (выявляемости дефектов) для конкретного метода неразрушающего контроля.

На образцах, с подтвержденными металлографией дефектами, описанным в разделе 5.7 настоящей диссертации, проведено исследование их выявляемости следующими методами неразрушающего контроля:

- капиллярного;
- радиационного;
- ультразвукового эхо-импульсного с применением преобразователей на фазированных решетках;
- ультразвукового дифракционно-временного.

Капиллярный контроль предназначен для обнаружения невидимых или слабо видимых невооруженным глазом неполадок материала сварного шва, выходящих на поверхность: трещин, непроваров, Kissing Bond. Чувствительность метода – 2 мкм.

Ограничение метода:

- целесообразно применять только для выявления дефектов, находящихся с корневой стороны шва;
- капиллярный контроль не гарантирует выявление сквозных и широко раскрытых неслошностей, видимых невооруженным глазом и легко обнаруживаемых при визуальном контроле;
- необходимость наносить на поверхность изделия дефектоскопические материалы, что требует свободного доступа к поверхности и последующей очистки.

Рекомендации по назначению:

- выявление факта несоответствия длины вылета сварочного инструмента требованиям технологического процесса;
- превышение фактической толщины свариваемых кромок относительно требований конструкторской документации;
- смещение сварочного инструмента относительно оси сварного соединения, выявленное в процессе визуального контроля;
- другие причины, связанные с нарушением технологического процесса, являющиеся основанием предполагать наличие дефектов типа непровар и Kissing Bond в корне сварного шва.

Радиационный метод контроля предназначен для выявления внутренних дефектов: непроваров, трещин, окисных плен, пор, включений. Чувствительно контроля – 0,1 мм для толщин менее 40 мм и более 0,25% просвечиваемой толщины для толщин более 40 мм. Наиболее эффективно данный метод позволяет выявлять твердые включения, связанные с разрушением инструмента и внедрением материала подкладки.

Ограничения метода:

- не гарантируется выявление непроваров, Kissing Bond, окисных плен, трещин, пор с раскрытием менее 0,1 мм;
- не гарантируется выявление дефектов размером более 0,1 мм плоскость которых не совпадает с направлением излучения;

- не гарантируется выявление дефектов, протяженность которых в направлении излучения менее 2% суммарной толщины;

- не гарантируется выявление дефектов, расшифровка изображения которых на детекторе излучения затрудняется наложением изображений сопутствующих элементов конструкции (перепады толщины, посторонние детали, элементы оснастки, конструкционные непровары и т.д.);

- не гарантируется выявление включений по коэффициенту ослабления излучения, близких к металлу сварного шва;

- для проведения контроля требуется двухсторонний доступ к сварному шву (с наружной и корневой стороны) для обеспечения возможности установки детектора излучения и источника излучения в соответствии со схемой контроля и фокусным расстоянием в соответствии с ОСТ 92-1611-2014;

- глубина залегания дефекта и их величина в направлении просвечивания не определяется;

- в связи с использованием радиационного излучения при контроле необходимо предусматривать мероприятия по защите персонала от воздействия вредных факторов.

Рекомендации по назначению:

- необходимость проведения экспертного (дополнительного) контроля с учетом указанных ограничений;

- выявлено нарушения целостности сварочного инструмента;

- выявлено касание сварочным инструментом подкладки в процессе сварки.

Ультразвуковой контроль эхо-импульсным методом с применением фазированных решеток предназначен для выявления в сварных швах дефектов типа трещин, непроваров, пор, твердых включений, Kissing Bond (при условии раскрытия дефекта), эквивалентных по отражательной способности искусственному отражателю, используемому для настройки чувствительности. Максимальная подтвержденная чувствительность метода составляет 90 мкм при толщине образца 4 мм и усилении 33 Дб.

Ограничения метода:

- измерение параметров дефектов производится без нормированной точности;

- на сварных соединениях элементов толщиной (Н) ширина выпуклости (занижения) шва не должна превышать $(1,6Н+6)$ мм;

- требуется применение контактной жидкости;

- не гарантируется выявление дефектов, ориентированных перпендикулярно поверхности шва;

- контроль проводится путем перемещения датчиков по поверхности изделия;

- метод чувствителен к структурному фону;

- метод не позволяет отличать по индикациям твердые включения от несплошностей;

Рекомендации по назначению:

- проведение сплошного контроля сварных соединений СТП с учетом ограничений метода;

Ультразвуковой контроль дифракционно - временным методом (ТОFD) основанный на дифракции и отражении, предназначен для обнаружения несплошностей и определения их координат и размеров путем создания изображения посредством ультразвука. Чувствительность метода высокая вне зависимости от ориентации дефекта;

Ограничения метода:

- низкая апробация в ракетно-космической отрасли;

- необходимость двухстороннего доступа к сварному соединению;

- чувствительность метода к обнаружению подповерхностных несплошностей, расположенных вблизи поверхности сканирования или с противоположной стороны, более низкая;

- дифракционные сигналы от несплошностей сварного соединения могут иметь маленькую амплитуду;

- сигналы от границ зерен в крупнозернистых металлах могут мешать определению и оценке несплошностей;

- необходимо применение контактной жидкости;
- установление критериев приемки для сварных соединений СТП применительно к данному методу требует дополнительных исследований.

Рекомендации по назначению:

- дополнительный (экспертный) контроль;
- совместный контроль с эхо-импульсным методом при возможности двухстороннего доступа к шву и отсутствии прочих ограничений, с целью повышения вероятности выявления дефектов сварных соединений СТП.

Ультразвуковой контроль сварного соединения СТП рекомендуется проводить с использованием двух методов неразрушающего ультразвукового контроля:

- эхо-импульсный метод;
- дифракционно-временной метод с озвучиванием под 90° относительно оси сварного соединения.

Для проведения радиационного контроля должны применяться аппаратура, источники излучения, материалы, вспомогательные принадлежности, соответствующие требованиям раздела 5 ОСТ 92-1611-2014.

Для проведения капиллярного контроля должны применяться дефектоскопические материалы, соответствующие требованиям раздела 4 ОСТ 92-4272-86. Допускается применение дефектоскопических материалов в аэрозольных баллончиках, соответствующих ГОСТ 18442-80, обеспечивающих заданную чувствительность.

Для проведения УЗК сварных соединений в соответствии проведенными исследованиями необходимо применять дефектоскопы типа OmniScanX3 или аналоги.

Дефектоскопы типа OmniScan, работающий на принципе фазированных решеток, в полной мере реализует эхо – импульсный метод.

Перед традиционным дефектоскопом, работающим с одноэлементным преобразователем, он имеет ряд преимуществ. Основные из них: преобразователь дефектоскопа может перестраиваться под разные углы ввода ультразвукового луча;

может быть одновременно настроен на несколько углов ввода; может обеспечить электронное перемещение (сканирование) луча в направлении перпендикулярном шву, что заменяет ручное или механическое перемещение преобразователя в варианте применения традиционного дефектоскопа; может быть настроен на сканирование в заданном диапазоне углов ввода. Дефектоскоп, работающий на принципе фазированных решеток, позволяет визуализировать дефект по месту его расположения в сварном шве (верх шва, низ шва) (рисунок 5.36).

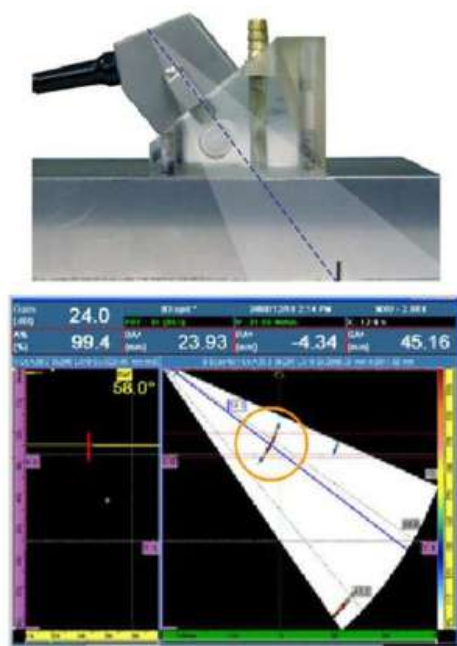


Рисунок 5.36 – Визуализация дефекта с использованием дефектоскопа OmniScan, работающего на принципе ФАР

В дифракционно-временном методе, зарубежная аббревиатура TOFD, информацию о дефекте получают на основе анализа ультразвуковых волн, дифрагирующих на дефекте. Метод реализуется при помощи двух преобразователей, подключенных к дефектоскопу, установленных с двух сторон шва (рисунок 5.37). Ультразвуковая волна, излученная одним преобразователем, взаимодействует с поверхностью дефекта (дифрагирует) и принимается другим преобразователем. Главной информационной характеристикой является время пробега ультразвукового сигнала от излучающего к приемному преобразователю.

Метод TOFD по сравнению с эхо-импульсным методом стал применяться в практике УЗК сравнительно недавно. В России нормативные документы (ГОСТ), описывающие методику его применения для контроля сварных швов, отсутствуют, имеются лишь указания на возможность применения (Проект ГОСТ ИСО 10863-20, СТБ EN 583-6-2013).

В отечественных научно-технических публикациях [183-185] предлагается пользоваться рекомендациями британского стандарта (BS 7706: 1993 Guide to Calibration and setting-up of the ultrasonic time off light diffraction (TOFD) technique for the detection, location and sizing off lows). Первоначально метод был предложен для УЗК стыковых швов толстостенных конструкций (толщина шва 40 мм и более) с целью обнаружения внутренних (не выходящих на поверхность) трещин и оценки их размера по толщине шва. В дальнейшем была показана целесообразность применения метода для контроля в швах толщиной 6 мм и более внутренних трещиновидных дефектов. Сказанное относится к швам, выполненным сваркой плавлением, факты применения метода к швам СТП не обнаружены.

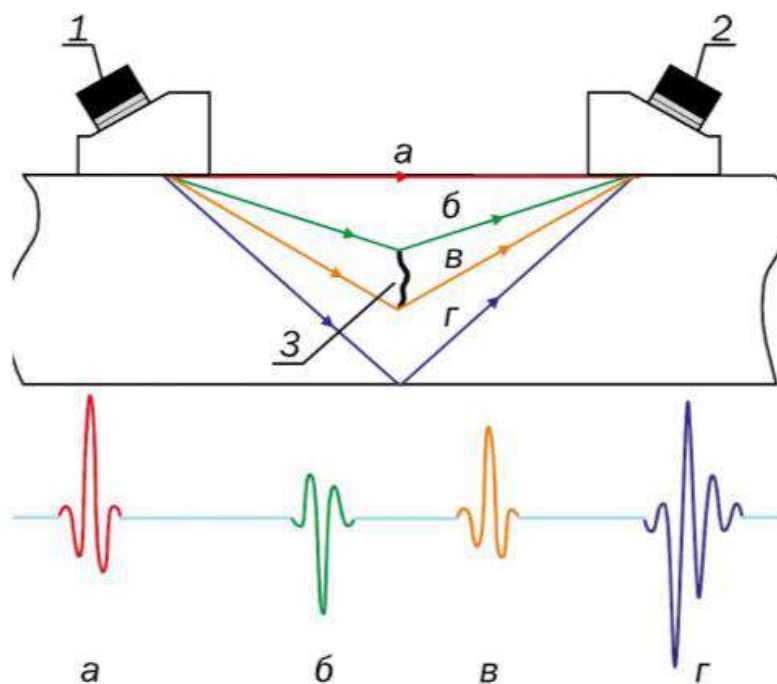


Рисунок 5.37 – Реализация дифракционно-временного метода (TOFD):

1 – излучатель; 2 – приемник; 3 – трещина (дефект); а – головная волна; б – дифрагированный сигнал от верхнего края трещины; в – дифрагированный сигнал от нижнего края трещины; г – донный сигнал

Проведенные исследования позволяют оценить индикации, полученные методами неразрушающего контроля, с целью приемки сварных соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием. Эта оценка основана на анализе основанных информационных параметров, характерных для описанных методов неразрушающего контроля в пределах их возможностей и ограничений. Предложены критерии брака в соответствии с ОСТ 134-1051-2010 с учётом максимально возможного уровня чувствительности (выявляемости дефектов) для конкретного метода неразрушающего контроля.

Требования к качеству сварных соединений СТП, оценка которых осуществляется методом радиационного контроля. В сварных соединениях СТП с учетом требований ОСТ 134-1051-2010 не допускаются:

- протяженные (более 10 мм) несплошности вне зависимости от их ширины и расположения, которые на рентгеновских снимках наблюдаются как более темные, относительно материала шва, линейные индикации. Пример недопустимых дефектов представлен на рисунке 5.38. Крупные темные круглые индикации, наблюдаемые на рентгеновских снимках, являются отверстием от выхода инструмента и не учитываются при оценке качества сварного соединения;

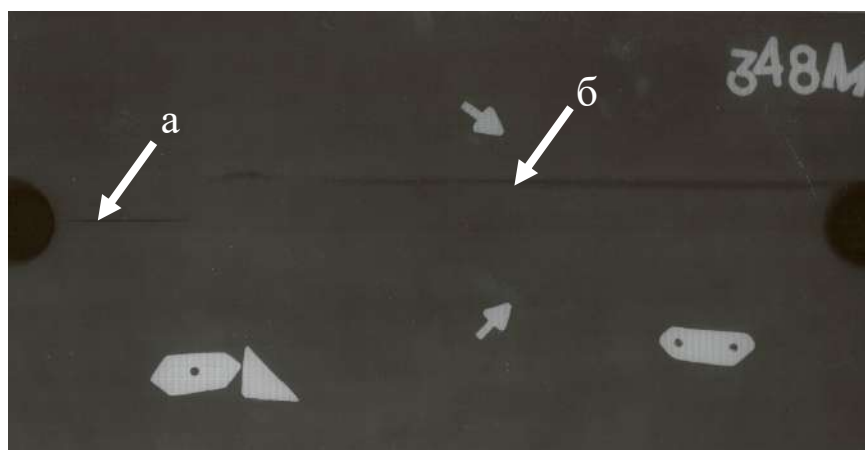


Рисунок 5.38 – Пример недопустимых несплошностей, наблюдаемых на рентгеновских снимках: а) непровар в корне шва; б) канальная пора

- более трёх единичных твёрдых включений площадью каждого до $0,1S$, но не более 3 мм^2 , с минимальным допустимым расстоянием между ними S на 100 мм сварного шва или одна цепочка, или одно скопление твёрдых включений в

количестве до 10 шт. размером каждого до 0,1S, но не более 0,8 мм. На рентгеновских снимках твердые включения выявляются как светлые, относительно материала шва, индикации. Пример внешнего вида твердых включений на рентгеновском снимке представлен на рисунок 5.39.

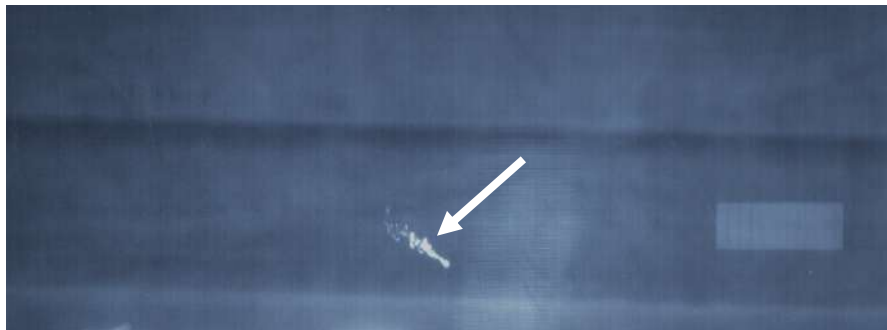


Рисунок 5.39 – Пример внешнего вида твердого включения на рентгеновском снимке.

В сварных швах СТП, контроль которых осуществляется капиллярным методом, с учетом требований ОСТ 134-1051-2010 не допускается проявление пенетранта на поверхности сварного соединения со стороны корня шва, наблюдаемое в виде протяженной (более 10 мм) сплошной или прерывистой полосы. Пример выявления недопустимого дефекта методом капиллярного контроля представлен на рисунке 5.40.



Рисунок 5.40 – Пример внешнего вида недопустимого дефекта в корне шва, выявляемого методом капиллярного контроля

При оценке качества сварных соединений СТП с учетом требований ОСТ 134-1051-2010, недопустимыми дефектами должны признаваться:

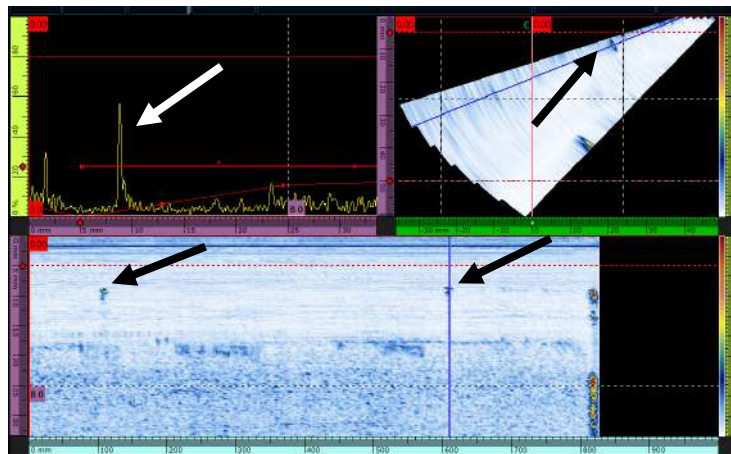
- дефекты отражающая способность которых превышает амплитуду равную бокового цилиндрического отверстия $\text{Ø}1\text{мм} + 6\text{дБ}$;

- дефекты отражающая способность которых превышает амплитуду равную бокового цилиндрического отверстия $\varnothing 1\text{мм} + 12\text{ДБ}$ имеющие протяженность более 15 мм;

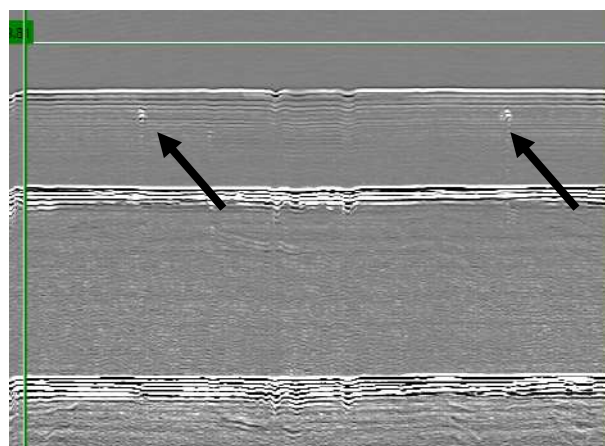
- единичные дефекты отражающая способность которых превышает амплитуду равную бокового цилиндрического отверстия $\varnothing 1\text{мм} + 12\text{ДБ}$ в количестве более 3 шт на каждые 100 мм сварного шва;

- дефекты отражающая способность которых превышает амплитуду равную боковому цилиндрическому отверстию $\varnothing 1\text{мм} + 16\text{ДБ}$, выявляемые эхо-импульсным методом с применением фазированных решеток и дифракционно-временным методом.

Пример отображения единичных дефектов указанными методами представлен на рисунке 5.41.



а)



б)

Рисунок 5.41 – Пример внешнего вида дефекта, выявленного метом УЗК: а) ФАР; б) TOFD

Проведенные исследования по выявлению возможностей и ограничениям методов неразрушающего контроля позволяют предложить алгоритм контроля сварных соединений СТП, обеспечивающий соответствие качества швов требованиям ОСТ 134-1051-2010. При сплошном контроле изделий со сварными швами, выполненными СТП, комбинирование эхо-импульсного метода с применением фазированных решеток и дифракционного временного метода обеспечивает выявление характерных дефектов СТП с учетом необходимости проведения контроля сварных швов СТП в оснастке при доступе только с лицевой стороны. При выявлении по результатам визуального контроля нарушений отработанной технологии СТП могут применяться экспертные методы: радиационный контроль для точной локализации твердых включений и капиллярный контроль для выявления дефектов типа непровар и Kissing Bond с раскрытием до 2 мкм.

5.10 Выводы по главе

На основании представленных исследований структуры, механических свойств, коррозионной стойкости, режимов и методов получения неразъемных соединений из перспективного экономнолегированного сплава системы Al-Mg-Sc, а также на основании анализа внутренних дефектов СТП и возможности их выявления методами неразрушающего контроля можно сделать следующие выводы:

1. Структура сварных соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием, характеризуется мелкозернистой структурой с измельченными фазовыми включениями. Сварной шов, выполненный СТП, может быть разделен на две зоны: основную и подповерхностную, которая формируется по механизму экструзии, за счёт выдавливания металла в процессе вращения инструмента к поверхности и последующей деформации при контакте с заплечником инструмента. В двух обозначенных зонах также можно выделить: ядро, зону

основного металла, зону термического влияния, зону термомеханического влияния, мениск и зону термомеханического воздействия под мениском. Недостаточное давление на инструмент приводит к образования неоднородной, неплотной структуры подповерхностной зоны, что способствует образованию дефектов канального типа. В процессе отработки режимов сварки трением с перемешиванием установлено, что для сварки плит толщиной 25 мм из сплава Al-Mg-Sc в нагартованном состоянии для обеспечения плотной однородной структуры могут быть рекомендованы режимы, включающие в себя: скорость перемещения инструмента – 50 мм/мин, скорость вращения инструмента – 150-170 об/мин, угол атаки – 2-3°, усилие прижима – 65-70 кН.

2. Твердые включения в процессе сварки локализуются как крупными фрагментами, так и в виде раздробленных мелких частиц. Метод рентгенографии позволяет с высокой достоверностью выявлять даже самые мелкие частицы твердых включений. Моделирование затягивания окисных плен со свариваемых кромок показало, высокую опасность данного типа дефекта, так как он формироваться как с лицевой, так и с корневой стороны, формируя расслоения, являющиеся острыми концентраторами напряжений, и в виду малого раскрытия сложно поддаются выявлению методами неразрушающего контроля.

3. Результаты испытаний механических свойств сварных соединений плит и листов свидетельствуют, что их прочность не зависит от исходного структурного состояния полуфабриката и направления волокна. Понижение температуры до -196°C приводит к увеличению прочности сварного соединений СТП на 30% относительно значений при 20°C , а при увеличении температуры испытаний до 200°C наблюдается снижение предела прочности относительно комнатной до 45%., что является характерной особенностью исследуемого сплава системы Al-Mg-Sc. Коэффициент прочности сварных соединений СТП из перспективного экономнолегированного сплава системы Al-Mg-Sc, определенный как отношение предела прочности сварного соединения к пределу прочности основного материала составляет: для листов 0,9 при -196°C и 20°C , 0,8 при 200°C ; для плит 0,9 при -196°C , 0,85 при 20°C и 0,8 при 200°C . Значения предела прочности

сварного соединения при температуре 20°C вне зависимости от исходного уровня прочности полуфабриката находятся в пределах 360-380 МПа.

4. По результатам ускоренных климатических испытаний подтверждена возможность установить 14 летний срок сохраняемости свойств сварных соединений СТП исследуемого сплава в условиях хранения.

5. Сварные соединения СТП обладают стойкостью к общей коррозии, коррозии под напряжением и расслаивающей коррозии. При этом сварные соединения СТП нагартованных плит и отожжённых листов имеют явные разрушения, наблюдаемые после испытаний на МКК, что свидетельствует о неустойчивости против МКК, что обусловлено напряженным состоянием поверхности швов, сформированным в процессе сварки.

6. Сварные соединения, выполненные СТП, из сплава системы Al-Mg-Sc обладают более высоким уровнем прочности при температурах от -196°C до 20°C по сравнению со сварными соединениями, полученными методом аргонно-дуговой сварки, при этом на основании анализа качества 60 образцов сварных соединений СТП, выполненных по рекомендованному режиму, подтверждено, что при отработанном режиме СТП существует пониженная вероятность образования дефектов, что также свидетельствует о преимуществе данного вида сварки перед другими.

7. Анализ структуры сварных швов в процессе отработки режимов сварки трением с перемешиванием позволяет выделить 4 основных типа внутренних дефектов:

- канальная пора – образование дефекта связано с нарушением режимов сварки (давление на инструмент, скорость перемещения инструмента). Размер дефекта может варьироваться от 0,1 мм до 2 мм;

- твердое включение – образование дефекта связано с процессом разрушения сварочного инструмента, внедрения материала оснастки при врезании инструмента или попадания в сварной шов крупных интерметаллидов, наследованных с исходного материала. Размер дефекта может варьироваться от 0,1 до 3 мм;

- непровар – образование дефекта связано с неправильным подбором длины сварочного инструмента. Размер дефекта от 0,01 мм.

- Kissing Bond – дефект представляет цепочку слипаний и (или) окислов или в виде «S» образной кривой. Дефект образуется как начальная стадия непровара или является составляющей частью непровара.

8. С учетом существующих ограничений опробованных методов неразрушающего контроля можно рекомендовать ультразвуковой эхо-импульсный метод с датчиками на фазированных решетках в сочетании с дифракционно-временным методом для проведения сплошного контроля при двухстороннем доступе к сварному соединению, при одностороннем доступе необходимо применять только эхо-импульсный метод. В качестве экспертных методов могут применяться рентгенографический метод для выявления и координации твердых включений, связанных с разрушением сварочного инструмента или затягивания материала подкладки, и капиллярный контроль для выявления непроваров малого раскрытия или дефекта типа Kissing Bond, связанных с выявлением в процессе визуального контроля факта несоответствия сварочного инструмента по длине, смещения кромок или инструмента относительно оси шва.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Установлено, что в сплавах системы Al-Si-Mg применением традиционных методов улучшения литой структуры, основанных на обязательном присутствии в химическом составе сплава марганца, не удастся предотвратить образование наследуемых из исходных материалов хрупких пластин железосодержащей фазы. Для повышения качества отливок (исключения в структуре раковин, недопустимой пористости) рекомендуется использовать для приготовления шихты чушек с предварительно модифицированной структурой, в которой отсутствуют включения пластин фазы переменного состава $Al_xSi_yFezMnq$.

2. Случаи разрушения штуцеров из сплава АД31Т, используемых при заправке и герметизации тепловых труб термостабилизирующих систем космических аппаратов, в процессе их обжатия после окончания заправки вызваны охрупчиванием сплава в зонах термического влияния сварки. Установлена взаимосвязь твердости в зонах термического влияния и трансформации зонносостаренного сплава в состояние с присутствием выделений фазового типа, что снижает пластичность и деформируемость сплава. Для исключения охрупчивания предложено интенсифицировать охлаждение зон термического влияния использованием медных теплоъемных колец.

3. Установлено, что уровень свойств штамповок из сплава системы Al-Mg-Si-Cu определяется степенью распада пересыщенного твердого раствора, которая может достигаться при разных температурах старения. Механические свойства изделий, состаренных по ускоренному режиму (температура старения 175 °С, время выдержки 3 часа), несущественно ниже, чем при старении по типовому режиму (температура старения 160 °С, время выдержки 12 часов): предел прочности ниже на ~ 2,0 %, предел текучести ~ на 5,0%, относительное удлинение – на 17,0 %. При этом режим термической обработки по ускоренному варианту обеспечивает получение характеристик механических свойств, соответствующих требованиям ОСТ 1.90073-85. Образцы, термообработанные по типовому режиму,

проявляют меньшую стойкость к расслаивающей и общей коррозии, чем образцы, термообработанные по ускоренному режиму. Для обоих режимов характерна одинаковая стойкость к межкристаллитной коррозии, повреждения от которой расположены по всему периметру поверхности шлифов с максимальной глубиной проникновения 650 мкм.

4. Установлено, что свежезакаленное структурное состояние заготовок и деталей из листовых алюминиевых сплавов Д1 и Д16, обеспечивающее повышенные пластичность и способность к деформации, можно сохранить определенное время, помещая их немедленно после закалки в условия отрицательных температур: так при температуре -10°C оно сохраняется до 48 часов. Время выдержки при комнатной температуре (инкубационный период) до начала ускоренного процесса естественного старения после закалки и выдержки при отрицательных температурах, обеспечивающей сохранение свежезакаленного состояния, составляет 3 часа для сплава Д1 и 2 часа для сплава Д16. Задержка процесса естественного старения выдержкой при отрицательных температурах после закалки алюминиевых сплавов Д1 и Д16 не понижает их конечные механические свойства. Операции холодной деформации можно проводить на сплаве Д1 в течение 3-х часов, а на сплаве Д16 в течение 2-х часов после внесения в условия производственного цеха. Сохранение свежезакаленного состояния позволяет оптимизировать временные параметры технологии, сочетающей закалку и холодную деформацию.

5. Выявлено, что полуфабрикаты (плиты, листы, поковки) из алюминиевых сплавов, экономно легированных скандием, обладают высоким комплексом механических свойств в интервале температур от -196°C до 200°C и, с учетом тенденции к уменьшению цены на скандиевые лигатуры и хорошей технологичностью при обработке давлением, являются наиболее перспективными материалами для промышленного освоения и внедрения в ракетно-космической отрасли взамен традиционного сплава АМг6. Структура исследуемого сплава Al-Mg-Sc определяется условиями деформации, реализуемыми при различных условиях формообразования. При этом при использовании нагартованных плит

необходимо обеспечивать защиту от воздействия агрессивной среды, ввиду склонности данных полуфабрикатов к межкристаллитной коррозии. По результатам УКИ установлено, что полуфабрикаты при сроке хранения 14 лет проявляют снижение механических характеристик: в листах в поперечном направлении относительного удлинения до 32 %, а в плитах в долевом направлении предела прочности до 10 %, предела текучести до 20% и в поперечном направлении предела текучести до 15%.

6. Сварные соединения сплавов системы Al-Mg-Sc, полученные методом сварки трением с перемешиванием, обладают высокой коррозионной стойкостью и механическими свойствами, которые не зависят от направления волокна и способа получения полуфабриката в условиях комбинированной обработки. Выявлены внутренние специфические дефекты СТП, которые можно разделить на 4 типа: канал, твердое включение, непровар, Kissing Bond, а также проанализированы условия их образования. Качество сварных соединений СТП зависит от давления на инструмент, условий разогрева и теплоотвода, а также от качества и конструкции сварного инструмента и оснастки. Для сварки плит толщиной 25 мм из сплава Al-Mg-Sc в нагартованном состоянии для обеспечения плотной однородной структуры могут быть рекомендованы режимы, включающие в себя: скорость перемещения инструмента – 50 мм/мин, скорость вращения инструмента – 150-170 об/мин, угол атаки – 2-3°, усилие прижима – 65-70 кН. Для сварных соединений СТП из сплава Al-Mg-Sc возможно обеспечить прочность не менее 90% от исходного состояния для листов и 85-90% для нагартованных плит, что превышает уровень механических свойств, который может быть обеспечен аргонно-дуговым методом сварки. По результатам ускоренных климатических испытаний подтверждена возможность установить 14 летний срок сохраняемости свойств сварных соединений СТП исследуемого сплава в условиях хранения. Для сварных соединений из листов и плит необходимо обеспечивать защиту от воздействия агрессивной среды, ввиду склонности данных полуфабрикатов к межкристаллитной коррозии. Вероятность образования структурных дефектов сварного шва определяется технологическими режимами СТП, при этом даже

дефекты, имеющие незначительные размеры и разориентировку, существенно понижают конечные механические свойства. Рациональное сочетание методов неразрушающего контроля, включающее эхо-импульсный методом с датчиком на фазированных решетках совместно с дифракционным-временным методом, позволяет эффективно контролировать качество сварных соединений в изделиях, получаемых по особо важным критичным технологиям. В случае выявления при визуальном контроле факта отклонения от технологического процесса сварки, в качестве экспертных методов должны применяться метод рентгенографии и капиллярный контроль, позволяющие расширить возможности ультразвуковых методов в части выявления дефектов малого раскрытия и их точной координации.

ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Публикации в изданиях, входящих в перечень ВАК РФ

1. Муратов В.С., Казаков М.С. Влияние технологически режимов изготовления штампованных заготовок на прочностные свойства деталей ракетно-космической техники // Заготовительные производства в машиностроении (кузнечно-прессовое, литейное и другие производства), 2021. №6. С.281-287.
2. Муратов В.С., Казаков М.С. Технологичность сплавов системы Al-Mg-Si при изготовлении тонкостенных трубчатых изделий с использованием сварки и обжата // Заготовительные производства в машиностроении (кузнечно-прессовое, литейное и другие производства), 2021. №8. С.348-353.
3. Муратов В.С., Казаков М.С. Влияние выдержки при отрицательных температурах после закалки на процессы последующего старения сплавов системы Al-Mg-Cu// Заготовительные производства в машиностроении (кузнечно-прессовое, литейное и другие производства), 2022. №1. С.37-41.
4. Муратов В.С., Казаков М.С. Влияние ускоренного старения на механические свойства и коррозионную стойкость сплавов системы Al-Cu-Mg-Si»,// Заготовительные производства в машиностроении (кузнечно-прессовое, литейное и другие производства), 2022. №6. С.271-276.
5. Муратов В.С., Казаков М.С. Влияние структурно-фазового состояния исходного материала шихты на качественные характеристики отливок из сплава Al-Si-Mg // Безопасность техногенных и природных систем, 2023. №3. С.67-76. (Журнал соответствует научной специальности 2.6.17, имеет категорию К2)
6. Муратов В.С., Казаков М.С. Влияние режимов сварки трением с перемешиванием на структуру сварного соединения нагартованного алюминиевого сплава системы Al-Mg-Sc //Сварка и диагностика, 2023. №4. С.45-50. (Журнал соответствует научной специальности 2.6.17, имеет категорию К2)

Другие публикации

7. Казаков М.С. Перспективы применения алюминиевых сплавов, легированных РЗМ в конструкциях ракетно-космической техники // Сборник статей VII Всероссийской научно – технической конференции «Актуальные

проблемы ракетно-космической техники». – Самара: Изд-во СамНЦ РАН, 2021. - С.339-343

8. Муратов В.С., Казаков М.С. Особенности изготовления заправочных штуцеров из алюминиевых сплавов для термостабилизирующих систем //Современные материалы, техника и технологии, 2021. №5 (38). С.39-45.

9. Муратов В.С., Казаков М.С. Технологические свойства алюминиевого сплава 1310Т при сварке и обжати // Материалы XVIII Всероссийской научно-технической конференции с международным участием «Высокие технологии в машиностроении». – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2021. – С.238-242

Список использованных источников

1. Фридляндер, И.Н. Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в период 1970-2000 и 2001-2015 гг./ И.Н. Фридляндер // Технологии легких сплавов. - 2002. 0№ 4, С. 12-17.
2. Куренков, В.И. Конструкция и проектирование изделий ракетно-космической техники. Ч. 2. Основы проектирования ракет-носителей [Электронный ресурс]: электрон. учеб. пособие / Самар. гос. аэрокосм. ун-т им. акад. С. П. Королева (нац. исслед. ун-т); В.И. Куренков. — Самара: Изд-во СГАУ, 2012.— 304 с
3. Варочко, А.Г. Пути совершенствования несущих конструкций ракет-носителей на основе применения сварки трением с перемешиванием / А.Г. Варочко, В.Е. Прохорович, Ю.В. Павутницкий, С.В. Кузнецов, С.А. Петроковский, А.В. Севальнев // Технология машиностроения. - 2022. - №1. - С.39-51
4. Моишеев, А.А. Основы проектного выбора конструкционных материалов при создании прецизионных космических конструкций / А.А. Моишеев // Вестник НПО им. Лавочкина. – 2020. - №1. – С.19-23
5. Боровский, Г.В. Новый технологический уклад и металлические материалы в корпусных конструкциях ракетной техники / Г.В. Боровский, В.В. Бровка, А.П. Стариков // Вестник НПО «ТЕХНОМАШ». – 2022. - №1. - С.13-22.
6. Власов, Ю.В. Мировые тенденции развития технологий производства ракетно-космической техники. Перспективные решения ФГУП «НПО «Техномаш» / Ю.В. Власов, А.И. Кузин // Вестник «НПО «ТЕХНОМАШ». – 2021. - № 4. – С.4-19
7. Квасов, Ф.И. Алюминиевые сплавы типа дуралюмин. /Ф.И. Квасов, И.Н. Фридляндер. - М.:Металлургия, 1984. - 240с.
8. Квасов, Ф.И. История металлургии легких сплавов в СССР. 1917-1945. / Ф.И. Квасов, Н.К. Ламан. - М.: Наука, 1983. - 390с.

9. Беджен, Н.Ф. Термическая обработка алюминия и его сплавов. / Н.Ф. Беджен. - М.: ОНТИ - Главная редакция литературы по цветной металлургии, 1934. - 304с.
10. Андреев, М.Б. Применение алюминиевых сплавов. /М.Б. Андреев, Ю.П. Арбузов. - М: Металлургия, 1985. - 344с.
11. Воробей, В.В. Теоретические основы проектирования технологический процессов ракетных двигателей. Технология производства жидкостных ракетных двигателей: учебник для вузов. / В.В. Воробей, В.Е. Логинов. - М.: Дрофа, 2007. - 461с.
12. Гэтланд К, Космическая техника. / К. Гэтлэнд. - М.: «Мир», 1986. - 294с.
13. Геллер, Ю.А. Современные сплавы и их термическая обработка. / Ю.А. Геллер. -М.: Машгиз, 1983. - 330с.
14. Квасов, Ф.И. История металлургии легких сплавов в СССР 1945-1987. / Ф.И. Квасов, Н.К. Ламан. - М.: Наука, 1988. - 440с.
15. Добатки, В.И. Алюминиевые сплавы. Производство полуфабрикатов из алюминиевых сплавов. / В.И. Добатки. - М.: Металлургия, 1971. - 496 с.
16. Алиева, С.Т. Промышленные алюминиевые сплавы: Справ изд. / С.Т. Алиева. - М.: Металлургия, 1984. – 528 с.
17. Кирилин, А.Н. Самарские ступени «семерки». / А.Н. Кирилин. - Самара: «Агни», 2011. - 256с.
18. Кирилин, А.Н. Незабываемые космические программы. / А.Н. Кирилин. - Самара: ФГУП «ГНПРКЦ «ЦСКБ-Прогресс», 2013. - 316 с.
19. Беляков, Б.В. Звездный путь «Прогресса». /Б.В. Беляков. - Самара: СамНЦ РАН, 2014. - 388с.
20. Пантелеев, К.Д. Основные направления НИР «Технологии-2025» по мониторингу обеспечения опережающего производственно-технологического задела при создании перспективных изделий ракетно-космической техники / К.Д. Пантелеев, Е.Г. Рахмилевич, И.И. Чернодед, В.А. Захаров // Вестник «НПО «ТЕХНОМАШ». – 2021. - № 4. – С.44-52.

21. Григорьев, Е.А. Новый технологический уклад и российская экономика / Е.А. Григорьев., А.М. Варакса // Экономика. Информатика. – 2022. - Т49. - №3. - С.474-482.
22. Колюшников, В.Ю. Методология создания инновационного научно-технического задела в ракетно-космической отрасли / В.Ю. Колюшников, А.А. Романов, А.Е. Тюлин // Ракетно-космическое приборостроение и информационные системы. – 2018. - Т.5. - № 2. - С.53-64.
23. Галкин, В.И. Об актуальности базовых технологий обработки металлов давлением. / В.И. Галкин, П. А. Головкин // Технология машиностроения. – 2020. - №8. – С.39-42.
24. Дорохин, Ю.Н. Обеспечение качества изделий ракетно-космической техники. Проблемные вопросы организации входного контроля и предложения по их решению. / Ю.Н. Дорохин, И.А. Круглов, Ю.В. Круглова // Вестник «НПО «ТЕХНОМАШ». – 2021. - № 4. – С.24-27.
25. Жуков, В.В. Обеспечение качества материалов, полуфабрикатов и покупных комплектующих изделий, применяемых организациями ракетно-космической промышленности в процессе производства продукции / В.В. Жуков, Субмуrow С.А. //Технология машиностроения. – 2022. - №1. - С.42-46.
26. Дриц, А.М. Сварка алюминиевых сплавов / А.М. Дриц, В.В. Овчинников. - М.:Изд.дом «Руда и металлы», 2020. - 476 с.
27. Остерман, Ф. Технология применения алюминия / Ф. Остерман. - М.: НП «АПРАЛ», 2019. - 872 с.
28. Васильев, П.А. Технология сварки трением с перемешиванием в Чувашском государственном университете им. И.Н. Ульянова / П.А. Васильев, М.В. Шведов, О.В. Христофоров, А.Г. Калинин, В.С. Григорьев // Сварочное производство. - 2021. - №9. - С.48-53.
29. Васильев, П.А. Технология сварки трением с перемешиванием изделий из алюминиевого сплава АД31 / П.А. Васильев, М.А. Шведов, О.В. Христофоров, В.С. Григорьев // Сварочное производство. – 2022. - №11. – С.47-51.

30. Назаров, С.Л. Анализ технологии получения отливок способом литья под давлением /С.Л. Назаров, А.В. Лекарев, А.А. Ковалева, Т.Р. Гилманшина // Материалы XXV Международной научно-практической конференции, посвященной памяти генерального конструктора ракетно-космических систем академика М.Ф. Решетнева. В 2-х частях; под общ. ред. Ю.Ю. Логинова. - Красноярск: ФГБОУ ВО «Сибирский государственный университет науки и технологий имени академика М.Ф. Решетнева» - 2021. – Ч.1. – С.241-244.
31. Bochvar, S.G. Modification of aluminum alloys by acoustic impact. / S.G. Bochvar // Tekhnologiya legkikh splavov. – 2018. - №3. – P. 14-19.
32. Nikitin, K.V. Modification and complex processing of silumins: textbook. 2nd ed., rev. and add. / K.V. Nikitin. - Samara: Samara State Tech. Univ, 2016. - 92 p.
33. Barrirero, J. Nucleation and growth of eutectic Si in Al-Si alloys with Na addition. / J. Barrirero, M. Engstler // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2015. -V46. - P.1300-1311.
34. Agaoglu, G.H. Effects of strontium addition on the microstructure and corrosion behavior of A356 aluminum alloy / G.H. Agaoglu, E. Erzi // Journal of Alloys and Compounds. – 2018. - V. 763. - P. 384-391.
35. Дуюнова, В.А. Модифицирование литейных алюминиевых сплавов (обзор) / В.А. Дуюнова, А.В. Трапезников, А.А. Леонов, Е.А.Коренева // Труды ВИАМ. – 2023. - № 4. – С.14-26
36. Антипов, В.В. Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов / В.В. Антипов //Авиационные материалы и технологии. - 2012. - № 8. - С. 157–167.
37. Gorbunov, A. J. The Role and Prospects of Rare Earth Metals in the Development of Physical-Mechanical Characteristics and Applications of Deformable Aluminum Alloys / J. A. Gorbunov // Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies. - 2015. - №8. – P.636-645
38. Скупов, А.А. Эффективность применения редкоземельных металлов для легирования присадочных материалов / А.А. Скупов // Авиационные материалы и технологии. - 2017. - № 3. – С. 14-19.

39. Хохлатова, Л.Б. Перспективный алюминиево-литиевый сплав 1424 для сварных конструкций изделий авиакосмической техники /Л.Б. Хохлатова, В.И. Лукин, Н.И. Колобнев, Е.Н. Иода //Сварочное производство. – 2009. - №3. - С. 7-10.
40. Каблов Е.Н. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных будущих высоких технологий / Е.Н. Каблов, О.Г. Оспенникова, А.В. Вершков //Труды ВИАМ: электрон. Науч. Технич. Журн. 2013 №2. Ст 01 URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 08.06.2023)
41. Афонин, В.К. Металлы и сплавы. Справочник / В.К. Афонин, Б.С. Ермаков, Е.Л. Лебедев. - С.-Пб.: АНО НПО «Профессионал», 2003. – 1066 с.
42. Поздняков, А.В. Теплая деформация сплава Al-4,7%, Mg-0,32% Mn-0,21% Sc-0,09Zr / А.В. Поздняков // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2019. - №7. - С.20-25.
43. Захаров, В.В. Легирование алюминиевых сплавов скандием / В.В. Захаров, Ю.А. Филатов, И.А. Фисенко // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2020. - №8. - С.31-36.
44. Филатов, Ю. А. Развитие представлений о легировании скандием сплавов Al-Mg / Ю. А. Филатов // Технология легких сплавов. – 2015. – № 2. – С. 19–22.
45. Aluminum scandium alloy : патент US3619181 A : МПК51 С 22 С 21/00 / Willey L. A.; заявитель и патентообладатель Aluminum Co Of America. – 771669 ; заявл. 29.10.1968 ; опубл. 09.11.1971. 8 с.
46. Захаров, В. В. Металловедческие принципы легирования алюминиевых сплавов скандием / В. В. Захаров, В. И. Елагин, Т. Д. Ростова, Ю. А. Филатов // Технология легких сплавов. – 2010. – № 1. – С. 67–73.
47. Захаров, В. В. Влияние скандия на структуру и свойства алюминиевых сплавов / В.В. Захаров // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2003. – № 7. – С. 7–15.
48. Filatov, Yu. A. New Al–Mg–Sc alloys / Yu. A. Filatov, V. I. Yelagin, V. V. Zakharov // Materials Science and Engineering A. – 2000. – V. 280. – № 1. – P. 97–101.

49. Бондарев, Б. И. Перспективные технологии легких и специальных сплавов. К 100-летию со дня рождения академика Белова А.В. / Б. И. Бондарев, В. М. Чуйко, А. Н. Кузнецов, Ю. М. Сигалов, И. Н. Фридляндер; под общ. ред. И. С. Полькина. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2006. – 432 с.
50. Елагин, В. И. История, успехи и проблемы легирования алюминиевых сплавов переходными металлами / В. И. Елагин // Технология легких сплавов. – 2004. – № 3. – С. 6–29.
51. Jones, M. J. Interaction of recrystallization and precipitation: The effect of Al_3Sc on the recrystallization behaviour of deformed aluminium / M.J. Jones F.J. Humphreys // Acta Materialia. – 2003. – V. 51. – № 8. – P. 2149–2159.
52. Жемчужникова, Д.А. Влияние деформации на структуру и механические свойства Al-Mg-Sc-Zr сплава: дис. ... канд. техн. наук. – Белгород, 2016 – Режим доступа: <https://misis.ru/files/2566/Zhemchuzhnikova-disser.pdf>
53. Захаров, В. В. Перспективы применения алюминиевых сплавов со скандием в промышленности / В. В. Захаров, В. И. Елагин, Ю. А. Филатов, Т. Д. Ростова, Л. И. Панасюгина, И. А. Фисенко // Технология легких сплавов. – 2006. – № 4. – С. 20–27.
54. Захаров, В.В. Некоторые принципы легирования алюминиевых сплавов скандием и цирконием при использовании слитковой технологии производства деформированных полуфабрикатов / В.В. Захаров, И.А. Фисенко // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2019. – № 4. – С. 14–19.
55. Базарова, Л.С. Разработка технологии изготовления перспективных деталей из полуфабрикатов из алюминий-скандиевых сплавов для перспективных изделий БРТ и РКТ / Л.С. Базарова // Вестник «НПО «ТЕХНОМАШ». -2021. - № 4. -С.53-57.
56. Елифанов, К.И. Современное развитие сварки трением с перемешиванием алюминиевых сплавов в промышленности / К.И. Елифанов // Сварочное производство. – 2022. - №5. – С.41-53.
57. Варочко, А.Г. История становления и перспективы развития технологии сварки трением с перемешиванием в АО ГКНПЦ им. М.В. Хруничева /

А.Г. Варочко, С.В. Кузнецов, В.А. Половцев, Н.Н. Саратов, В.Е. Прохорович, В. А. Быченко // Технология машиностроения. - 2021. - №4. – С.16-41.

58. Авторское свидетельство 195846 СССР. Клименко Ю.В. Способ сварки металлов трением//Бюллетень изобретений № 10, 1967.

59. Thomas W.M., Nicholas E.D., Needham J.C., Murch M.G., Temple-Smith P., Dawes C.J. Friction-stir butt welding. GB Patent № 9125978.8. International patent application PCT/GB92/02203, 1991.

60. Феофанов, А.Н. Влияние технологической схемы сварки трением с перемешиванием на структуру и свойства соединений алюминиевых сплавов / А.Н. Феофанов, А.В. Овчинников, А.М. Губин // Сварочное производство. - 2021. - №8. – С.

61. Podržaj, P. Welding defects at friction stir welding / P. Podržaj B. Jerman, D. Klobčar // Metalurgija. -2015. - V. 54. - №2. - P.387-389.

62. Mishra, R. S. Friction Stir Welding and Processing / R. S. Mishra, Z.Y. Ma // Materials Science and Engineering R. – 2005. – V. 50. – P. 1–78.

63. Kumar, N. Thermal stability of friction stir processed ultrafine grained Al–Mg–Sc alloy / N. Kumar, R. S. Mishra // Materials Characterizations. – 2012. – V. 74. – P. 1–10.

64. Sauvage, X. Precipitate stability and recrystallisation in the weld nuggets of friction stir welded Al–Mg–Si and Al–Mg–Sc alloys / X. Sauvage A. Dede, A. Cabello Munoz, B. Huneau // Materials Science and Engineering A. – 2008. – V. 491. – P. 364–371.

65. Liu, F. C. Low-temperature superplasticity of Al–Mg–Sc alloy produced by friction stir processing / F. C. Liu, Z. Y. Ma, L. Q. Chen // Scripta Materialia. – 2009. – V. 60. – P. 968–971.

66. Liu, F. C. Achieving exceptionally high superplasticity at high strain rates in a micrograined Al–Mg–Sc alloy produced by friction stir processing / F. C. Liu, Z. Y. Ma // Scripta Materialia. – 2008. – V. 59. – P. 882–885.

67. Предко, П. Ю. Влияние сварки трением с перемешиванием на структуру и свойства листовых конструкций из термически неупрочняемых

сплавов системы Al-Mg-Sc / П. Ю. Предко, Е. В. Автократова, М. В. Маркушев, В. Ю. Конкевич, Ю. А. Филатов // Технология легких сплавов. – 2013. – № 2. – С. 76–83.

68. Abdullah, D. A Review of Friction Stir Welding / D. Abdullah // International Journal of Trend in Scientific Research and Development. - 2017. - V1. - №4. - P. 181-214.

69. Dursun, T. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys / T. Dursun, C. Soutis / Materials and Design. – 2014. – V. 56. – P. 862–871.

70. Бойцов, А.Г. Технологическое обеспечение сварки трением с перемешиванием в аэрокосмических конструкциях / А.Г. Бойцов, Д.Н. Курицын, М.В. Силуянова, В.В. Курицына // СТИН. – 2019. - №6. – С.19-24.

71. Витол И.И. Инструмент типа "BOBBIN-TOOL" для сварки трением с перемешиванием: перспективы совершенствования инструмента и цифровизации управления процессом сварки / И.И. Витол, Ю.М. Должанский, А.В. Илингина, С.А. Кочергин, А.В. Титкин // Технология машиностроения. – 2022. - №6. – С.27-30.

72. Фролов, В. А. Сварка трением с перемешиванием термически упрочняемого сплава В95 системы Al-Zn- Mg-Cu / В.А. Фролов, В.Ю. Конкевич, П.Ю. Предко, В.В. Белоцерковец // Сварочное производство. - 2013. - № 3. - С. 21-26.

73. Salihi, A. Mechanical and wear behavior of AA7075 aluminum matrix composites reinforced by Al₂O₃ nanoparticles / A. Salihi, A. A. Mahmood, H. J. Alalkawi. // Nano-composites. - 2019. - V. 5. - № 3. - P. 67-73.

74. Афанасьев, Н. Ю. Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов при изготовлении РКТ / Н.Ю. Афанасьев, В.И. Кулик // Ритм Машиностроения. - 2019. - № 4. - С. 36-39.

75. Антипов, В. В. Свариваемые алюминий-литиевые сплавы третьего поколения / В.В. Антипов, Р.О. Вахромов, М.С. Оглодков, В.А. Романенко, М. Д. Пантелеев. - М.: ФГУП «ВИАМ». – 2016. - 579 с.

76. Боровков, А.И. Роль сварки трением с перемешиванием в производстве изделий ракетно-космической промышленности / А.И. Боровков, В.А. Быченко, В.Е. Прохорович, А.С. Оксенюк // Сварка и диагностика. – 2022. - № 3. – С.36-42.
77. Lohwasser D. Friction stir welding. From basics to applications / Lohwasser D., Chen Z // Woodhead Publishing Ltd, 2009. P. 424.
78. Lakshminarayanan, A. Identification of optimum friction stir spot welding process parameters controlling the properties of low carbon automotive steel joints /A. Lakshminarayanan, V.E. Annamalai, K. Elangovan // Journal of Materials Research and Technology. – 20 . - № - P.262-272.
79. Sivaraj, P. Effect of post weld heat treatment on tensile properties and microstructure characteristics of friction stir welded armour grade AA7075-T651 aluminium alloy / P. Sivaraj, D. Kanagarajan, V. Balasubramanian //Defence Technology. - №10. – P.1-8.
80. Ramakrishna, R. Friction stir welding of advanced high strength (bainitic) steels for automotive applications / R. Ramakrishna, K. Rao, G. Reddy, J. Gautam, Materials Today: Proceedings. - 2018. - №5. – P.17139-17146
81. Патент № 2342236 Российская Федерация, МПК: В23К 20/12. Способ фрикционной сварки цилиндрических заготовок / Г.В. Шилло, Н.В. Макаров, В.А. Капралов, И.Б. Люкс, Т.Н. Смирнова. Патентообладатель: ФГУП "ГКНПЦ им. М.В. Хруничева". Заявка: 2006145563/02, 2006.12.22, опубл. 2008.12.27
82. Кривонос, Е.В. Анализ дефектов, возникающих при сварке трением с перемешиванием / Е.В. Кривонос, И.К. Черных, Е.Н. Матушко, Е.В. Васильев // Омский научный вестник. - 2017. - № 2 (152). - С. 24-27
83. Malopheyev, S. Friction-stir welding of an Al–Mg–Sc–Zr alloy in as-fabricated and work-hardened conditions / S. Malopheyev, V. Kulitskiy, S. Mironov, D. Zhemchuzhnikova, R. Kaibyshev //Materials Science and Engineering A. – 2014. – V. 600. – P. 159–170.
84. Zhao J. Comparative investigation of tungsten inert gas and friction stir welding characteristics of Al–Mg–Sc alloy plates / J. Zhao, F. Jiang , H. Jian, K. Wen, L. Jiang, X. Chen // Materials and Design. – 2010. – V. 31. – P. 306–311.

85. Gabello Munoz, A. Comparison of TIG welded and friction stir welded Al-4.5Mg-0.2Ss alloy / A. Gabello Munoz, G. Ruckert, B. Huneau, X. Sauvage, S. Marya // *Journal of materials processing technology*. – 2008. – V. 197. – P. 337–343.
86. Peng, Y. Microstructure and Properties of Friction Stir Welded Joints of Al-Mg-Sc Alloy Plates / Y. Peng, Z. Yin, X. Lei, Q. Pan, Z. He // *Rare Metal Materials and Engineering*. – 2011. – V. 40. – № 2. – P. 201–205.
87. Qian, J. An analytical model to optimize rotation speed and travel speed of friction stir welding for defect-free joints / J. Qian, J. Li, F. Sun, J. Xiong, F. Zhang, X. Lin // *Scripta Materialia*. - 2013. - V.68 - P. 175–178.
88. Albannai, A.I. Review the Common Defects in Friction Stir Welding / A.I. Albannai // *International Journal of Scientific & Technology Research*. - 2020. - V. 9. - № 11. - P. 318-329.
89. Ашихин, Д.С. Методы и средства измерений линейных размеров для обеспечения качества соединений, выполнены сваркой трением с перемешиванием / Д.С. Ашихин // Диссертация на соиск. уч. ст. ктн, СПбНИУИТМиО. – СПб. – 2018. - 110 с.
90. Singh, V.P. Recent research progress in solid state friction-stir welding of aluminium–magnesium alloys: a critical review / V.P. Singh, S.K. Patel, A. Ranjan, B. Kuriachen // *Journal of materials research technology*. - 2020. -V.9. -№3. - P.6217–6256.
91. Наумов, А.А. Физико-механические процессы соединения тонких листов алюминия при сварке трением с перемешиванием встык / А.А. Наумов, М.А. Ожегов, Р.И. Смелянский, А. А. Алхалаф, П.Ю. Поляков // *Материаловедение. Энергетика*. - 2020. - Т. 26. - № 2. - С. 88–102.
92. Williams, S.W. Residual stresses in friction stir welding / S.W. Williams, A. Steuwer // *Friction stir welding. From basic to applications*, edited by Lowasser D., Chen Z. CRC Press. Boca Raton. - 2010. - 424 p.
93. Ермолов, И.Н. Неразрушающий контроль. Справочник в 8 томах под ред. чл.-корр. РАН В.В.Клюева. Том 3. Ультразвуковой контроль / Ермолов И.Н., Ланге Ю.В. - М. Машиностроение, 2006. - 864 с.

94. Щербинский, В.Г. Технология ультразвукового контроля сварных соединений / В.Г. Щербинский. - С-Пб: Свен, 2005. - 494 с.
95. Герасимова, Л.П. Контроль качества сварных и паяных соединений: справочное издание / Л.П. Герасимова. М.: Интермет Инжиниринг, 2007. - 376 с.
96. Штрикман, М.М. Фрикционная сварка листовых конструкций из алюминиевых сплавов 1201 и АМг6 / М.М. Штрикман, В.А. Половцев, Г.В. Шилло, Н.В. Макаров, А.Н. Сабанцев // Сварочное производство. - 2004. - № 4. - С. 41-47.
97. Шипша, В.Г. Новый подход в технологии вихретокового контроля сварных швов лейнеров, получаемых фрикционной сваркой / В.Г. Шипша // Территория NDT. - 2016. - №4. - С. 36-38.
98. Рубцов, В.Е. Тепловизионный мониторинг качества сварных соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием / В.Е. Рубцов С.Ф. Гнюсов, Е.А. Колубаев, С.Ю. Тарасов // Сварка и диагностика. - 2015. - № 1. - С.15-19.
99. Тарасов, С.Ю. Рентгеноскопия дефектов типа стыковой линии в сварном шве, полученном методом сварки трением с перемешиванием / С.Ю. Тарасов, В.Е. Рубцов, Е.А. Колубаев, С.Ф. Гнюсов, Ю.А. Кудинов // Дефектоскопия. - 2015. - № 9. - С.61-69.
100. Котлышев, Р.Р. Сварка трением с перемешиванием. Монография / Р.Р. Котлышев. - Ростов н/Дону: Издательский центр ДГТУ, 2012. - 135 с.
101. Abdulaziz, I. The Common Defects In Friction Stir Welding. Review / I. Abdulaziz, I. Albannai // International Journal of Scientific & Technology Research. – V. 9. - № 11. - 2020, P. 318-329.
102. Fuller, C. B. Friction Stir Tooling: Tool Materials and Designs. Chapter 2 / C. B. Fuller // Friction Stir Welding and Processing. – 2007. - p. 7-35.
103. Прохорович, В.Е. Результаты разработки, опытной отработки и внедрения автоматизированного неразрушающего контроля качества продольных, кольцевых и круговых сварных швов толщиной 7,4 и 3,2 мм топливных баков изделия «Ангара», получаемых сваркой трением с перемешиванием / В.Е. Прохорович, В.Г. Шипша, И.В. Беркутов // Территория NDT. - 2016. - Октябрь-декабрь. - С. 46-49.

104. Лукин, В.И. Особенности формирования сварного соединения при сварке трением с перемешиванием алюминиевого сплава В-1469 / В.И. Лукин, Е.Н. Иода., А.В. Базескин, В.П. Лавренчук, В.В. Овчинников, И.Д. Махин // Сварочное производство. - 2012. - № 6. - С. 30-36.

105. Тарасов, Радиоскопическая идентификация дефектов сварного шва, полученного методом сварки трением с перемешиванием / С.Ю. Тарасов, В.Е. Рубцов, Е.А. Колубаев, С.Ф. Гнусов // Сварка и диагностика. - 2015. - № 4. - С.22-25.

106. Овчинников, В.В. Влияние параметров режима сварки трением с перемешиванием на свойства и структуру соединений листов сплава 1151Т / В.В. Овчинников, А.М. Дриц, И.В. Соловьева // Заготовительные производства в машиностроении. - 2021. - № 1. - С. 11-18.

107. Иванов, А.Н. Особенности процессов структурообразования в соединениях сплава Д16, полученных сваркой трением с перемешиванием с инструментом типа “bobbin tool” А.Н.Иванов, В.Е. Рубцов, А.В. Чумаевский, К.С. Осипович, Е.А. Колубаев, В.А. Бакшаев, И.Н. Ивашкин // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). Новосибирск. НГТУ. - 2021. - Т.23. - № 2. - С 98-112.

108. Овчинников, В.В. Металлические включения в швах алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием / В.В. Овчинников, И.А. Курбатова, С.В. Якутина, Е.В. Лукьяненко // Заготовительные производства в машиностроении. - 2019. - № 3. - С. 103-109.

109. Феофанов, А.Н. Металлические включения в швах и разрушение инструмента при сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов / А.Н. Феофанов, В.В. Овчинников, А.М. Губин // Сварочное производство. - 2021. - № 4. - С. 33-39.

110. Khan, N.Z. Investigations on tunneling and kissing bond defects in FSW joints for dissimilar aluminum alloys / N.Z. Khan, A.N. Siddiquee, Z.A. Khan, S.K. Shihab // Journal of Alloys and Compounds. - 2015. - V. 648. - P. 360-367.

111. Калашников, К.Н. К проблеме разрушения инструмента при получении неразъемных соединений толстостенных заготовок алюминиевых сплавов сваркой трением с перемешиванием / К.Н. Калашников, А.В. Чумаевский, Т.А. Калашникова, А.Н. Иванов, В.Е. Рубцов, Е.А. Колубаев, В.А. Бакшаев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). Новосибирск. НГТУ. - 2021. - Т.23. - № 3. С 72-80.

112. Ашихин, Д.С. Исследование степени влияния изменения параметров «толщина» и «зазор» на качество стыковых сварных соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием / Д.С. Ашихин, И.В. Беркутов, К.А. Степанова, И.О. Котовщиков, А.В. Федоров, И.В. Свитнев, Ю.О. Яковлев, В.А. Быченко // Сварочное производство. - 2018. - № 9. - С. 41-47.

113. Ашихин, Д.С. Обеспечение качества стыковых алюминиевых соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием / Д.С. Ашихин, И.В. Беркутов, К.А. Степанова, И.О. Котовщиков, А.В. Федоров, И.В. Свитнев, Ю.О. Яковлев, В.А. Быченко // Технология машиностроения. - 2018. - № 8. - С. 15-22.

114. Полмеар, Я. Легкие сплавы: от традиционных до нанокристаллов / Я. Полмеар, - М:Техносфера, 2008. - 464с

115. Золоторевский, В.С. Металловедение литейных алюминиевых сплавов / Под ред. В.С. Золоторевского / В.С. Золоторевского, Н.А. Белов. - М.:МИСиС, 2005. - 376 с.

116. ОСТ 92-0920-85 – Металлы и сплавы цветные. Марки, разрешенные к применению, М., 1986. – 156 с.

117. Yan, W. Evolution of solidification structures and mechanical properties of High-Si Al alloy under permanent magnetic stirring / W. Yan, S. Zhang // Mater. Design. – 2009. - V.30. - P.3943-3957.

118. Афанасьев, В.К. Перспективы развития поршневых заэвтектических силуминов / В.К. Афанасьев, А.Н. Прудников, А.А. Ружило, М.В. Попова // Metallurgy машиностроения. - 2003. - № 4. - С.16-18

119. Makhlouf, V. The aluminium-silicon eutectic reaction: mechanism and crystallography / V. Makhlouf, H.V. Guthy // *Journal of Light Metals*. – 2001. - №1. – P.199-218.
120. Ye, H. An overview of the development of Al-Si alloy based material for engine applications / H. Ye // *Journal of Materials Engineering Performance*. – 2003. - №12. – P.288-297.
121. Афанасьев, В.К. Воздействие водорода на структуру и свойства заэвтектического силумина с 15% кремния / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, А.Н. Прудников // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2022. -№6. – С. 10-16.
122. Hegde, S. Modification of eutectic silicon in Al-Si alloys / S. Hegde, K.N. Prabhu // *Journal of Materials Science*. - 2008. – V.43. - P.3009-3027.
123. Кузнецов, А.О. Модифицирование силуминов – разные подходы для одной системы легирования / А.О. Кузнецов, Д.А. Шадаев, В.Ю. Конкевич // *Технология легких сплавов*. - 2014. - №4. - С.75-81.
124. Напалков, В.И. Модифицирование алюминиевых сплавов / В.И. Напалков, С.В. Махов, А.В. Поздняков. - М.: МИСиС, 2017. - 347 с.
125. Zhang J., Chen H., Yu H., Jin Y. Study on dual modification of Al-17%Si alloys by structural heredity // *Metals*. 2015. № 5. P.1112-1126
126. Li, J.H. Modification of eutectic Si in Al-Si based alloys / J.H. Li, M. Albu, T.H. Ludwig // *Materials Science Forum*. - 2014. - V.794-796. - P.130-136
127. Fangqiu, Z. Functions and mechanism of modification elements in eutectic solidification of Al-Si alloys: A brief review / Z. Fangqiu, L. Xiaoyun. // *China Foundry*. – 2014. - V.11, - №4. - P.287-295
128. Чернышов, Е.А. Литейные дефекты. Причины образования. Способы предупреждения и исправления: Учеб. Пособие / Е.А. Чернышов, А.И. Евстигнеев, А.А. Евлампиев. - М.: Машиностроение, 2008. - 282с
129. Callister, W. D. *Fundamentals of Materials Science and Engineering* / W. D. Callister. - JohnWiley&Sons,Inc, 2008. – 911 p.

130. Гуреева, М.А. Свариваемые алюминиевые сплавы в конструкциях транспортных средств / М.А. Гуреева, О.Е. Овчинников, В.В. Грушко // Заготовительные производства в машиностроении. - 2009. - №3. - С. 11-20
131. Campbell, F.C. Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials / F.C. Campbell. - Elsevier Ltd, 2006. - 593 p.
132. Колобнев, Н.И. Структура, свойства и применение сплавов системы Al-Mg-Si (Cu) / Н.И. Колобнев, Л.Б. Бер, Л.Б. Хохлатова, Д.К. Рябов // Металловедение и термическая обработка металлов. -2011. -№9. – С.40-45.
133. Rometsch, P. A. Strengthening of 6XXX Series Sheet Alloys During Natural Ageing and Early-stage Artificial Ageing / P. A. Rometsch, L. Cao, B.C. Muddle // Proceedings of the 12th International Conference of Aluminium Alloys. - 2010. - P.389-394.
134. Наумов, А.А. Влияние температуры при сварке трением с перемешиванием на микроструктуру и механические свойства сварных соединений из Al-Cu-Mg сплавов / А.А. Наумов, Ю.Ф. Исупов, Ю.А. Голубев, Ю.М. Морозова // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2018. - № 11(761). - С. 8-13.
135. Nandan, R. Recent advances in friction –stir welding- Process, weldment structure and properties / R. Nandan, T. DcbRoy, H.K.D.H. Bhadeshia // Progress in Materials Science. - 2008. -V.53. - № 6. - P.980-1023.
136. Анисович, А.Г. Микроструктуры черных и цветных металлов / А.Г. Анисович, А.А Андрушевич. – Минск: Беларуская наука, 2015. -131с.
137. Шестопалова Л.П., Металловедение: макро- и микроскопический анализ металлов / Л.П. Шестопалова, Т.Е. Лихачева- М., МАДИ, 2017. - 56с.
138. Колачев, Б.А Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б.А Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов. - М.: МИСиС, 2005.- 432с.
139. Колобнев, Н.И. Структура, свойства и применение сплавов системы Al-Mg-Si-(Cu) / Н.И. Колобнев, Л.Б. Бер, Л.Б. Хохлатова, Д.К. Рябов // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2011. - №9. - С. 40-45.

140. Афонин, В.К. Металлы и сплавы. Справочник / В.К. Афонин – С.-Пб.: АНО НПО «Профессионал», 2003. -1066 с.
141. Бер, Л.Б. О стадиях старения алюминиевых сплавов / Л.Б. Бер // Технология легких сплавов. -2013. - №4. - С.66-76.
142. Бер, Л.Б. Диаграммы фазовых превращений алюминиевых сплавов систем Al-Cu-Mg, Al-Mg-Si-Cu и Al-Mg-Li / Л.Б. Бер, Е.Я. Капуткина // ФММ. - 2001. - Т.92. - №2. - С. 101-111.
143. Wolverson, C. Crystal structure and stability of complex precipitate phases in Al-Cu-Mg-(Si) and Al-Zn-Mg alloys / C. Wolverson //Acta Materialia. - 2001. - V.49, - Is.16. - P.3129 – 3142.
144. Колачев, Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов. - М.: МИСиС, 2001.- 416с.
145. Demir, H. The effects of aging on machinability of 6061 aluminum alloy / H. Demir, S. Gunduz // Materials and Design. - 2009. - V.30. - Is. 5. -P.1480-1483.
146. Ber, L.B. Accelerated artificial ageing regimes of commercial aluminium alloys. II Al-Cu, Al-Zn-Mg-(Cu), Al-Mg-Si-(Cu) alloys / L.B. Ber // Materials Science and Engineering. A. Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing. A. - 2000. – V. 280. - P.94-96.
147. Davydov, V.G. TTT and TTP Ageing Diagrams of commercial Aluminium Alloys and Their Use for Ageing Acceleration and Properties Improvement. Aluminium Alloys, Their Physical and Mechanical Properties (ICAAB) / V.G. Davydov, L.B. Ber // Ed.P.J.Gregson, S.J.Harris. P2. Proc. of 8thInt. Conf. on Aluminum Alloys, Combridge, - 2002. - ОК.2-5. - P.1169-1174.
148. Wang, T. Singl-ageing characteristics of 7075 aluminium alloy / T. Wang, Z. Yin, K. Shen, L. Jie, J. Hang // Materials Science. Transactions of Nonferrous Metals Society of China. - 2007. - V.17. - P. 548-552.
149. Елагин, В.И. Совершенствование трехступенчатых режимов старения сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu / В.И. Елагин, Л.Б. Бер, Т.Д. Ростова, О.Г. Уколова // Технология легких сплавов. - 2009. -№2. - С.12-19.

150. Каблов, Е.Н. Формирование метастабильных фаз при распаде твердого раствора в процессе искусственного старения алюминиевых сплавов / Е.Н. Каблов, Е.А. Лукина, С.В. Сбитнева, Л.Б. Хохлатова, Д.В. Зайцев // Технология легких сплавов. - 2016. - №3. - С. 7-17.

151. Ehlers, F.J.H. Phase stabilization principle and precipitate-host lattice influence for Al-Mg-Si-Cu alloy precipitates / F.J.H. Ehlers, S. Wenner, S.J. Andersen, C.D. Marioara, W. Lefebvre // J.Mater Sci. - 2014. - V. 49. - P. 6413-6426.

152. Сбитнева, С.В. Образование неравновесных фаз в сплавах системы Al-Mg-Si-Cu, стареющих по Q(Al₅Cu₂Mg₈Si₆) типу / С.В. Сбитнева, А.А. Алексеев, П.Л. Журавлева, Н.И. Колобнев // Цветные металлы. - 2016. - № 5. - С. 85-90.

153. Хохлатова, Л.Б. Влияние режимов старения на коррозионную стойкость листов из сплава В-1461 системы Al-Li-Cu-Zn-Mg / Л.Б. Хохлатова, М.С. Оглодков, Е.К. Пономарев // Металлургия машиностроения. - 2012. - №3.С. - 23-26.

154. В.М. Мальцев Металлография промышленных цветных металлов и сплавов / В.М. Мальцев. - М.: Книга по Требованию, 2012. - 367 с.

155. Ringer, S.P. Cluster hardening in an aged Al-Cu-Mg alloy / S.P. Ringer, K. Hono, T. Saksai, I.J. Polmear // Scripta Materialia. – 1997. - № 36. – P.517–521.

156. Somoza A. A. Positron-annihilation study of the aging kinetics of AlCu-based alloys. I. Al-Cu-Mg / Somoza, A. Dupasquier, I.J. Polmear, P. Folegati, R. Ferragut, // Physical Review B. 61 (2000) P.14454.

157. Колачев, Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов. - М.: МИСиС, 2005.- 432с.

158. Альтман, М.Б. Применение алюминиевых сплавов / М.Б. Альтман. - М.: «Металлургия», 1985. - 344 с.

159. Чэнь, С. Влияние старения на структуру и свойства непрерывно-литого листового проката из алюминиевого сплава 6061 / С.Чэнь // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2021. - №6. - С.14-21.

160. Белов, Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевые сплавы: монография / Н.А. Белов. - М. Изд. Дом МИСиС, 2010. - 511 с.
161. Фридляндер, И.Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы / И.Н. Фридляндер. - М.: «Металлургия», 1979. - 208 с.
162. Бецофен, С.Я. Исследование влияния предварительной деформации на упрочняющий эффект старения сплавов системы Al-Cu-Li / С.Я. Бецофен, А.А. Ашмарин, М.И. Князев, М.И. Долгова // *Металлы*. – 2016. - №5. – С.81–88.
163. Reich, L. Evolution of Ω phase in an Al-Cu-Mg-Ag alloy—a threedimensional atom probe study / L. Reich, M. Murayama, K. Hono // *Acta Materialia*. – 1998. - № 46. – P.6053–6062.
164. Sawtell, R. Mechanical properties and microstructures of Al-Mg-Sc alloys / R. Sawtell, Jensen C. // *Metallurgical Transactions A*. – 1990. – V. 21A. – P. 421–430.
165. Hurley, P. J. The application of EBSD to the study of substructural development in a cold rolled single-phase aluminium alloy / P. J. Hurley, F. J. Humphreys // *Acta Materialia*. – 2003. – V. 51. – № 4. – P. 1087–1102.
166. Третьяк, Н. Г. Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов (обзор) / Н. Г. Третьяк // *Автоматическая сварка*. - 2002. - №7. - С. 12-21.
167. Афанасьев, Н.Ю Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов при изготовлении РКТ / Н.Ю Афанасьев, В.И. Кулик // *РИТМ Машиностроения*. – 2019. - № 4. – С. 36-39.
168. Mishra, R. S. Friction Stir Welding and Processing / R. S. Mishra, Z.Y. Ma // *Materials Science and Engineering R*. – 2005. – V. 50. – P. 1–78.
169. Сринваза, Т. Микроструктура и особенности разрушения алюминиевого сплава AA7065-T651, охлажденного в процессе сварки трением с перемешиванием / Т. Сринваза, С.Р. Котесвара, Г. Мадхусудхан // *Металловедение и термическая обработка металлов*. -2019. – № 6. – С. 48-56.
170. Hassan, K. A. A. Effect of welding parameters on nugget zone microstructure and properties in high strength aluminum alloy friction stir welds / K. A.

A. Hassan, P.B. Pragnell, A.F. Norman // *Science and Technology of Welding and Joining*. - 2003. - V. 8. - P. 257-268

171. Peel, M. Microstructure, mechanical properties and residual stress as a function of welding speed in aluminum AA5083 friction stir welds / M. Peel, A. Steuwer, M. Preuss, P.J. Whithers // *Acta Materialia*. - 2003. - V.51. - P.4791-4801.

172. Xiaoxu, L. Improving the properties of friction stir welded 2219-T87 aluminum alloy with GTA offset preheating / L. Xiaoxu, C. T. Shujun, X.J. Yuan, H. Yang // *Journal of Manufacturing Processes*. - 2020. - V.51. - P.10-18.

173. Jata, K.V Friction-stir welding effects on microstructure and fatigue K.V. of aluminum alloy 7050-T7451 / K.V Jata, K.K. Sankaran, J.J. Ruschau // *Metallurgical and Materials Transactions*. - 2000. -V.31A. - P.2181-2192.

174. Peel, M. Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminum AA5083 friction stir welds / M. Peel, A. Steuwer, M. Preuss, P.J. Witgers // *Acta materialia*. - 2003. - V.51. - P.4791-4801

175. Yang, B. Banded microstructure in AA2023-T351 and AA2524-T351 aluminum friction stir welds: Part I. Metallurgical studies / B. Yang, J. Yan, M.A. Sutton, A.P. Reynolds // *Materials Science and Engineering A*. - 2004. - V.364. - P.55-65.

176. Fujii, H. Effect of tool shape on mechanical properties and microstructure of friction stir welded aluminum alloys / H. Fujii, L. Cui, M. Maeda, K. Nogi // *Materials Science and Engineering A*. - 2006. - V.419. - P.25-31.

177. Предко, П. Ю. Влияние сварки трением с перемешиванием на структуру и свойства листовых конструкций из термически неупрочняемых сплавов системы Al-Mg-Sc / П. Ю. Предко, Е. В. Автократова, М. В. Маркушев, В. Ю. Конкевич, Ю. А. Филатов // *Технология легких сплавов*. – 2013. – № 2. – С. 76–83.

178. Chen, H.B. The investigation of typical welding defects for 5456 aluminium alloy friction stir welds / H.B. Chen, K. Yan, T. Lin // *Materials Science and Engineering A*. - 2006. - V. 433. - P. 64-69.

179. Феофанов, А.Н., Металлические включения в швах и разрушение инструмента при сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов / А.Н.

Феофанов, В.В. Овчинников, А.М. Губин // Сварочное производства. – 2021. - № 4.
- С. 33-39

180. Peel, M. Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds / M. Peel, A. Steuver, M. Preuss, P.J. Withers // Acta Materialia. - 2003. - V.51. - P.4791-4801.

181. Reynolds, A.P. Processing-property correlation in friction stir welds / A.P. Reynolds, W.D. Lockwood, T.U. Seidel // Materials Science Forum. - 2000. - V.331-337. - P.1719-1724.

182. Liu, H.J. Tensile properties and fracture locations of friction-stir-welded joints of 2017-T351 aluminum alloy / H.J. Liu, H. Fujii, M. Maeda, K. Nogi // Journal of Materials Processing Technology. - 2003. - V.142. - P.692-696.

183. Ермолов, И.Н. Дифракционно-временной метод контроля / И.Н. Ермолов // В мире неразрушающего контроля. - 2001. - № 2(12). - С. 7-11.

184. Пасси, Г. Ультразвуковой контроль с применением TOFD 1. Базовые сигналы / Г. Пасси // В мире неразрушающего контроля. - 2012. - № 3(57). - С. 13-21.

185. Кретов, Е.Ф. Методические аспекты УЗК дифракционно-временным методом в европейских стандартах / Е.Ф. Кретов // В мире неразрушающего контроля. - 2011. - № 3(53). - С. 47-49.

ПРИЛОЖЕНИЕ А АКТ О ВНЕДРЕНИИ (ИСПОЛЬЗОВАНИИ) РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ

УТВЕРЖДАЮ

Первый заместитель генерального директора –
главный инженер
АО «РКЦ «Прогресс»



Е.Б. Лукин

08 20 23 г.

АКТ

о внедрении (использовании) результатов

диссертационной работы на соискание ученой степени кандидата технических наук

Казакова Михаила Сергеевича

Настоящий акт составлен о том, что результаты диссертационной работы Казакова Михаила Сергеевича «Улучшение структуры и свойств алюминиевых сплавов для изделий перспективной ракетно-космической техники совершенствованием режимов технологических воздействий», представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук, использованы в производственной деятельности АО «РКЦ «Прогресс»:

- в качестве обоснования при формировании требований к входному контролю качества структурно-фазового состояния поставляемых на предприятие исходных чушек из сплава АК9ч, применяемых для изготовления отливок;
- при разработке и реализации мероприятий по устранению причин брака заправочных штуцеров из сплава АД31 (Отчет по исследованиям причин образования трещин в зоне пережима на боковой стороне заправочного штуцера, изготовленного из сплава АД 31Т, при заправке и герметизации тепловых труб);
- при разработке и внедрении технологического процесса с применением ускоренного старения для штамповок из сплава АК6;
- для оптимизации технологического цикла изготовления деталей из сплава Д16 методом холодной обработки давлением с применением технологии фиксации структурного состояния материала после закалки выдержкой при отрицательных температурах;
- для разработки и внедрения технологических процессов формообразования, термической обработки и методологии оценки качества для полуфабрикатов из сплава 1580;
- для разработки и внедрения технологического процесса сварки трением с перемешиванием и последующей оценки качества сварных швов;

- для создания методики и технологических карт неразрушающего контроля сварных соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием (Технологическая карта ультразвукового контроля № 7-23).

Результаты диссертационной работы Казакова Михаила Сергеевича, лежащие в основе указанных вариантов использования в производстве:

1. Установлены новые закономерности формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов при варьировании режимов технологических воздействий в процессах получения отливок, сварки, деформирования и термической обработки.

2. Установлено влияние структурно-фазового состояния исходных шихтовых материалов на формирование структуры, свойств и дефектов в отливках из сплава системы Al-Si-Mg, сформулированы требования о целесообразности использования в качестве шихты чушек с предварительно модифицированной структурой в которой не должно быть включений пластин фаз переменного состава $Al_xSi_yFe_zMn_q$

3. Изучены особенности кинетики старения сплавов системы Al-Cu-Mg при реализации выдержки после закалки при отрицательной температуре; определены инкубационный период до начала процессов интенсивного упрочнения сплавов и влияние выдержки при отрицательной температуре на механические свойства. Выявлено влияние ускоренного старения при повышенных температурах на механические свойства и коррозионную стойкость сплава системы Al-Mg-Si-Cu.

4. Установлены причины изменения микроструктуры, падения пластических свойств и разрушения сварных герметизирующих деталей термостабилизирующих систем космических аппаратов, изготавливаемых из сплава системы Al-Mg-Si.

5. Выявлены закономерности влияния температуры на механические свойства экономно-легированного сплава Al-Mg-Sc в отожженном и нагартованном состоянии деформированных полуфабрикатов (плиты, листы, поковки); выполнена оценка коррозионной стойкости и изменения механических свойств во времени.

6. Установлено влияние режимов сварки трением с перемешиванием на структуру и механические свойства сварных соединений катанных полуфабрикатов из сплава системы Al-Mg-Sc в диапазоне температур от -196 до 200 °С.

7. Исследованы характерные внутренние дефекты сварных соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием, определена степень их влияния на эксплуатационные свойства, а также оценены возможности выявления дефектов методами неразрушающего контроля.

Казаков Михаил Сергеевич является лауреатом стипендии за значительный вклад в создании прорывных технологий и разработке современных образцов вооружения, военной и специальной техники в интересах обеспечения обороны страны и безопасности государства

(протокол заседания Экспертного совета по стипендиям работникам организаций оборонно-промышленного комплекса Российской Федерации от 16.02.2023 №2). Наименование работы: «Современные технологии получения заготовок и неразъемных соединений из сплавов системы Ti-Al-V и Al-Mg-Sc, применяемых в конструкциях перспективной ракетно-космической техники»

Заключение: Использование указанных результатов позволяет повысить качество, изготавливаемых деталей, сократить временные затраты на технологические операции термической обработки, обеспечить внедрение перспективных материалов и технологий, а также методик контроля в соответствии со стратегическими задачами АО «РКЦ «Прогресс».

Главный металлург



С.А. Акишин

и.о. Главного сварщика

В.И. Бобринский
В.И. Бобринский

Начальник Центральной лаборатории



М.В. Рассудова