

**МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ**

**ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
"МОСКОВСКИЙ АВИАЦИОННЫЙ ИНСТИТУТ
(национальный исследовательский университет)"**

На правах рукописи



СОЛОВЬЕВА ИРИНА ВАЛЕРЬЕВНА

**ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ОХЛАЖДЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ СВАРКИ
ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА
СОЕДИНЕНИЙ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ**

Специальность 2.6.17 – Материаловедение (технические науки)

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор
Овчинников Виктор Васильевич

Москва 2022

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
Введение.....	5
Глава 1. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА И ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЯ...	12
1.1. Анализ требований, предъявляемых к алюминиевым сплавам для конструкций современных летательных аппаратов.....	12
1.2. Характеристика современных жаропрочных алюминиевых сплавов и особенности их термической обработки.....	14
1.3. Механические и технологические свойства сплава системы Al–Cu–Mg.....	23
1.4. Алюминиевый сплав 1565ч системы Al–Mg.....	26
1.5 Проблемы получения качественных сварных соединений алюминиевых сплавов при сварке плавлением.....	31
1.6 Сварка трением с перемешиванием как метод соединения листовых заготовок из алюминиевых сплавов.....	36
1.7. Особенности сварки трением с перемешиванием термически упрочняемых алюминиевых сплавах.....	46
1.8. Цель и задачи исследования.....	49
Глава 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	51
2.1. Исследуемые материалы.....	51
2.2. Оборудование для получения сварных соединений.....	52
2.3. Методы исследования физико-механических свойств.....	54
2.3.1. Испытания на растяжение.....	54
2.3.2. Испытания на статический изгиб.....	57
2.3.3. Исследование твердости различных зон сварного соединения..	58
2.4. Рентгеновская дефектоскопия.....	59
2.5 Методы исследования структуры сварных соединений.....	59
2.6. Измерение температуры металла в зоне перемешивания.....	63
2.7 Измерение внутренних напряжений.....	64

2.8 Испытание листов из алюминиевых сплавов и их сварных соединений на склонность к межкристаллитной коррозии.....	65
Глава 3. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЛИСТОВ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Cu–Mg И Al–Mg–Mn.....	66
3.1. Получение сварных соединений листов сплавов Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn методом аргодуговой сварки.....	66
3.2. Формирование структуры сварных соединений листов сплавов Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn при сварке трением с перемешиванием.....	78
3.3. Характер разрушения сварных соединений, выполненных СТП, при испытаниях на статическое растяжение.....	94
3.4. Влияние основных параметров режима сварки трением с перемешиванием на термический цикл процесса.....	96
3.5. Внутренние напряжения в сварных соединениях исследуемых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием.....	102
Выводы к главе 3.....	103
Глава 4. ВЛИЯНИЕ ДОПОЛНИТЕЛЬНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ВЫПОЛНЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ.....	106
4.1. Схема процесса.....	106
4.2. Структура и механические свойства соединений сплава системы Al–Cu–Mg, полученных при СТП в ванне с проточной водой.....	107
4.3. Влияние дополнительного охлаждения при сварке трением с перемешиванием на структуру и свойства соединений алюминиевого сплава 1565чМ.....	115
4.4. Влияние дополнительного охлаждения на термический цикл сварки трением с перемешиванием алюминиевых сплавов.....	120
4.5. Влияние технологии охлаждения на коррозионную стойкость	

сварных соединений сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn.....	123
Выводы к главе 4.....	128
Глава 5. ВЛИЯНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ НАГРЕВОВ НА СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЛИСТОВ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Cu–Mg.....	129
5.1. Механические свойства листов сплава системы Al–Cu–Mg и их сварных соединений при повышенных температурах испытаний.....	129
5.2. Влияние эксплуатационных нагревов на свойства и структуру сварных соединений листов алюминиевого сплава системы Al–Cu–Mg.....	130
5.3. Влияние подварок на свойства сварных соединений сплава системы Al–Cu–Mg, выполненных аргодуговой сваркой.....	139
5.4. Влияние подварок на свойства сварных соединений сплавов системы Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn, выполненных сваркой трением с перемешиванием.....	146
Выводы к главе 5.....	154
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	157
Список литературы.....	159
Приложения.....	176

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. Возрастающие требования, предъявляемые к прочностным, технологическим и эксплуатационным свойствам алюминиевых деформируемых сплавов, применяющихся в авиационной технике, обусловлены увеличением нагрузок, расширением интервалов рабочих температур на элементах конструкции перспективных самолетов, а также стремлением применять в производстве более технологичные сплавы с возможностью применения обработки давлением, сварки и т.д.

Для замены традиционно применяемых алюминиевых деформируемых сплавов со свойствами, не удовлетворяющими современным требованиям при разработке новых образцов летательных аппаратов, необходимо применять более совершенные конструкционные алюминиевые сплавы с повышенными механическими, эксплуатационными и технологическими свойствами.

Зачастую при использовании традиционных методов сварки, основанных на плавлении металла, для соединения термически упрочняемых жаропрочных алюминиевых сплавов в результате воздействия высоких температур на материал сварного соединения существенно изменяется структурно-фазовое состояние и снижаются прочностные свойства металла, что ограничивает применение таких материалов для создания легких и надежных конструкций с улучшенными эксплуатационными характеристиками.

В 1991 г. был предложен новый способ создания неразъемных соединений в твердой фазе – сварка трением с перемешиванием (СТП). Данный способ в настоящее время получает все большее распространение в мировой промышленности при производстве узлов и деталей авиакосмической, железнодорожной и автомобильной техники, поскольку позволяет формировать неразъемные соединения, прочностные и

усталостные характеристики которых приближаются к характеристикам основного металла.

Несмотря на достоинства сварки трением с перемешиванием, есть ряд факторов, ограничивающих ее применение для изготовления конструкций из высокопрочных термообработываемых алюминиевых сплавов. В первую очередь, это сложность подбора технологического режима. Еще одной проблемой при сварке трением с перемешиванием является возможность возникновения различных сварочных дефектов, вызванных физико-механическими свойствами термически упрочняемых алюминиевых сплавов.

Анализ литературных источников показал, что для повышения уровня свойств сварных соединений алюминиевых сплавов эффективным является дополнительное воздействие на металл шва в процессе сварки. Одним из таких внешних воздействий может служить ультразвуковое воздействие. Технология сварки трением с перемешиванием с ультразвуковым воздействием является новой, за последние пять лет наблюдается резкий рост публикационной активности по данной тематике.

Помимо ультразвукового воздействия на металл шва эффективным методом управления структурой и свойствами соединений алюминиевых сплавов при сварке трением с перемешиванием является дополнительное охлаждение металла шва. Дополнительное охлаждение металла шва и околошовной зоны при сварке оказывается весьма важным при сварке алюминиевых сплавов, склонных к перегреву, таких как сплавы системы Al–Cu–Mg.

В связи с изложенным весьма актуальным становится исследование влияния технологии охлаждения на структуру и свойства сварных соединений сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn при сварке трением с перемешиванием.

Степень разработанности темы. Большой вклад в решение проблемы повышения комплекса свойств сварных соединений при сварке трением с перемешиванием внесли ученые Штрикман М.М., Лукин В.И., Колубаев

А.Е., Дриц А.М., Бакшаев В.А., Фролов В.А., Бойцов А.Г., Тарасов С.Ю., Миронов С.Ю., Павлова В.И., W.M. Thomas, C.J. Dawes, R.S. Mishra, Y.S. Sato, E. Cerri и др.

Целью диссертационной работы явилось изучение влияния технологии охлаждения в процессе сварки трением на структуру и свойства соединений алюминиевых сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn.

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

1. Установить влияние основных параметров режима сварки трением с перемешиванием на структуру и механические свойства листов алюминиевых сплавов.

2. Провести анализ влияния скорости охлаждения сварного соединения при сварке трением с перемешиванием на средний размер зерна в зоне перемешивания сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn.

3. Выявить влияние технологии охлаждения соединения на механические свойства соединений систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn при нормальной и повышенной температурах.

4. Изучить влияние технологии охлаждения на коррозионную стойкость сварных соединений листов сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn, выполненных сваркой трением с перемешиванием.

5. Разработать технологические рекомендации по выполнению сварки трением с перемешиванием соединений листов алюминиевых сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn.

Научная новизна работы заключается в следующем:

1. Установлено, что при рациональном выборе основных параметров режима сварки трением с перемешиванием исследуемых алюминиевых сплавов в зоне перемешивания формируется полностью рекристаллизованная структура со средним размером зерна в интервале 4–7 мкм. Доля

большееугловых границ в рекристаллизованной структуре составила около 72% от общего числа межзеренных границ.

2. Выявлено, что формирование в структуре ядра шва алюминиевых сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn при сварке трением с перемешиванием высокодисперсной структуры происходит в результате завершения процесса динамической рекристаллизации.

3. Показано, что временное сопротивление сварных соединений сплава системы легирования Al–Cu–Mg, выполненных аргонодуговой сваркой составила 0,67–0,74 от прочности сплава в термоупрочненном состоянии, в то время как для СТП этот показатель выше – 0,78–0,80. При этом временное сопротивление металла шва превосходит временное сопротивление сварного соединения в целом.

4. Показано, что дополнительное охлаждение струей воды соединений сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn в процессе сварки трением с перемешиванием сопровождается снижением среднего размера зерна зоны перемешивания с 7–10 мкм до 2–4 мкм.

5. Установлено, что структура сварных соединений листов сплава системы легирования Al–Cu–Mg обладает достаточно высокой термической стабильностью при нагреве до 200 °С с выдержкой до 8 часов. При этом в соединениях указанного сплава при нагреве не установлено существенного роста зерна.

6. Выявлено, что дополнительное охлаждение водой при сварке трением сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn приводит существенному (1,4–2 раза) снижению склонности различных зон соединения к межкристаллитной коррозии и является весьма эффективным методом повышения коррозионной стойкости.

Теоретическая и практическая значимость:

1. Разработан процесс выполнения соединений сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn сваркой трением с перемешиванием с дополнительным охлаждением металла зоны перемешивания струей воды.

Предложено оборудование для реализации разработанной технологии в условиях производства.

2. Разработанный технологический процесс сварки трением с перемешиванием с дополнительным охлаждением сварного соединения, который способствует повышению механических свойств соединений при статическом и динамическом нагружении, а также повышению коррозионной стойкости соединений сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn.

3. Результаты работы положены в основу разработки режимов получения высокопрочных сварных соединений алюминиевых сплавов сваркой трением с перемешиванием на предприятии «ЗАО «Чебоксарское предприятие «Сеспель», г. Чебоксары, Чувашия.

4. Результаты работы были внедрены в учебно-образовательный процесс подготовки бакалавров и магистров по направлениям 22.03.01 и 22.04.01 "Материаловедение и технологии материалов".

Положения, выносимые на защиту:

1. Совокупность экспериментальных данных о формировании при сварке трением с перемешиванием слоистой мелкозернистой структуры металла шва сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn с размером зерен, меньшим среднего размера зерна исходной структуры сплава в 3–6 раз.

2. Результаты исследования воздействия дополнительного охлаждения на средний размер зерна, кинетику выделения частиц вторичных фаз из пересыщенного твердого раствора на стадии остывания после сварки трением с перемешиванием и коррозионную стойкость сварных соединений сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn в результате эффекта ускоренного охлаждения.

3. Обоснование причин формирования слоистой структуры при сварке трением с перемешиванием исследуемых сплавов на основе конкуренции процессов деформационного упрочнения и разупрочнения вследствие нагрева.

4. Совокупность экспериментальных данных, доказывающих деформационное растворение частиц стабильных вторичных фаз термически упрочняемого алюминиевого сплава систем легирования Al–Cu–Mg при сварке трением с перемешиванием с их повторным выделением в процессе последующего старения.

Методы исследования и достоверность полученных результатов.

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

Реализация результатов работы.

Результаты диссертационной работы использованы при разработке технологических процессов сварки трением с перемешиванием изделий из деформированных алюминиевых сплавов.

Результаты работы были внедрены в учебно-образовательный процесс подготовки бакалавров и магистров по направлениям 22.03.01 и 22.04.01 "Материаловедение и технологии материалов".

Степень достоверности результатов.

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

Апробация работы.

Результаты работы доложены и обсуждены на четырех научно-практических конференциях, в том числе: Международной конференции

«Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций» (г. Томск, 2015); Международной конференции с элементами научной школы для молодежи «Физическое материаловедение» (г. Тольятти, 2016); Международной конференции «Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций» (г. Томск, 2017).

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

Публикации: основное содержание диссертации отражено в 9 научных работах в рецензируемых научных журналах, сборниках и трудах конференций, из них 8 статей, входящих в перечень журналов из списка ВАК, из которых 1 статья опубликована в журналах, включенных в международные системы цитирования.

Структура и объем диссертации. Диссертационная работа состоит из введения, пяти глав, заключения и списка литературы из 154 наименований, 2-х приложений, всего 177 страниц машинописного текста, в том числе 63 рисунка и 50 таблиц.

Глава 1. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА И ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЯ

1.1. Анализ требований, предъявляемых к алюминиевым сплавам для конструкций современных летательных аппаратов

Современные летательные аппараты проектируются и производятся с учетом особых требований к безопасности полетов и чрезвычайно жестких условий эксплуатации: многократного превышения скорости звука, многократно повторяющихся пиковых нагрузок, форсированных режимов полетов во всепогодных и всеклиматических условиях, резких перепадов температур, аэродинамического характера внешних силовых воздействий. Решение задач по увеличению ресурса, минимизации размеров агрегатов возможно благодаря новому подходу к выбору конструкционных и функциональных материалов, основанному на понятии интегрированного качества авиационных материалов. Интегрированное качество авиационных материалов определяется параметрами, объединенными в несколько групп. Среди них важнейшими являются весовая эффективность, надежность, технологичность, экономичность, ремонтоспособность и ряд других [1].

Алюминиевые сплавы остаются главным конструкционным материалом авиакосмической техники. Объем их применения составляет примерно 70% от общего количества конструкционных материалов в планере самолетов.

Алюминиевые сплавы должны отвечать следующим предъявляемым требованиям:

- 1 минимальному весу конструкции;
- 2 жаропрочности;
- 3 сопротивлению усталостным нагрузкам;
- 4 свариваемости;
- 5 трещиностойкости;
- 6 коррозионной стойкости.

Кроме требований обеспечения заданных физико-механических свойств необходимо учитывать и технологичность материала – минимальное изменение размеров при термической обработке, возможность осуществления правки, минимальную склонность к трещинообразованию и т.д.

В сварных конструкциях летательных аппаратов в качестве конструкционного материала находят применение алюминиевые сплавы двух систем легирования Al–Mg и Al–Cu–Mg. Сплавы системы Al–Cu–Mg применяются для изготовления деталей и узлов, работающих в условиях повышенных температур и нагрузок [2].

На основе системы Al–Cu–Mn разработан высокопрочный свариваемый алюминиевый сплав 01205 с небольшими добавками кадмия и циркония, а также освоен в производстве свариваемый жаропрочный сплав 1201 [3].

Сплавы 01205 и 1201 рекомендуется применять для сварных емкостей, баков и других подобных конструкций как более прочные и жаропрочные, чем сплав АМг6, а также для объектов криогенной техники.

С развитием авиационной и космической техники возникла острая потребность в разработке свариваемых деформируемых алюминиевых сплавов. В 1950-х годах на основе системы Al–Mg был разработан ряд сплавов (магналий): АМг1, АМг2, АМг3, АМг4, АМг5, АМг6, способных длительно работать в интервале температур 70–100 °С [3].

Повышение рабочих температур и нагрузок потребовало разработки новых жаропрочных алюминиевых сплавов. В результате исследований был разработан сплав М40, отработана промышленная технология получения полуфабрикатов, сварки и изготовления различных сварных конструкций (отсеков) ракетно-космической техники.

В 1960 г. на основе системы Al–Cu–Mg разработан жаропрочный свариваемый сплав ВАД1.

Свариваемые сплавы системы Al–Cu–Mg превосходили сплавы системы Al–Mg по прочности и допустимому температурном интервалу эксплуатации, но уступали им по свариваемости и технологичности.

В сплавах системы Al–Cu–Mg установлены закономерности влияния на их свойства содержания меди, магния и малых добавок некоторых переходных металлов, что позволило разработать гамму жаропрочных сплавов нового поколения, обладающих удовлетворительной свариваемостью, повышенной жаропрочностью, коррозионной стойкостью и технологичностью.

Сплавы на основе системы Al–Cu–Mg предназначены в качестве конструкционного материала в сварном, герметичном или негерметичном вариантах для изделий машиностроения, работающих кратковременно до 450 °С и длительно до 200 °С.

Сплавы системы Al–Cu–Mg обладают удачным сочетанием свойств: повышенной жаропрочностью, высокими свойствами при криогенных температурах, удовлетворительной свариваемостью всеми видами сварки, хорошими показателями вязкости и пластичности, стабильностью свойств, а также хорошей технологичностью при различных металлургических и машиностроительных циклах.

1.2. Характеристика современных жаропрочных алюминиевых сплавов и особенности их термической обработки

Жаропрочные алюминиевые сплавы находят широкое применение для изготовления деталей двигателей внутреннего сгорания, которые подвергаются поверхностному воздействию высоких температур.

Эксплуатационные особенности таких сплавов определяют легирующие примеси, входящие в их состав. Некоторые легирующие добавки, такие как железо, марганец, никель, значительно усиливающие прочность межатомных связей без существенного искажения кристаллической решетки, что

повышает жаропрочность. В то же время существуют добавки, сильно искажающие кристаллическую решетку твердого раствора, но не влияющие на жаропрочность алюминиевых сплавов.

При длительном воздействии высокой температуры наибольшее сопротивление пластическому деформированию проявляется у твердых растворов с максимальной прочностью межатомной связи и с минимальным искажением кристаллической решетки [2].

Важнейшими структурными факторами, влияющими на жаропрочность алюминиевых сплавов, являются: количество и характер распределения дефектов кристаллической решетки и их взаимодействие между собой и с атомами легирующих элементов.

Жаропрочность при температурах выше $0,6T_{\text{сол}}$ достигается в основном за счет гетерогенизации структуры [3]. На повышение жаропрочности алюминиевых сплавов наиболее сильно влияют интерметаллические соединения, в состав которых входят переходные металлы: Al_6Mn , Al_7Cr , Al_9FeNi , $\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$, $\text{Al}_6\text{Cu}_3\text{Ni}$. Эти соединения устойчивы при повышенных температурах, они мало взаимодействуют с твердыми растворами, их частицы не склонны к укрупнению, следовательно, не препятствуют перемещению дислокаций, образуя области с повышенной твердостью [4].

Повышенное легирование алюминиевых сплавов жаропрочными компонентами, такими как никель, железо, ведет к повышению хрупкости детали в целом, что приводит к образованию неравномерной скелетной структуры вокруг твердого раствора (рис. 1.1).

Одинаковый по объему детали химический состав сплава в ряде случаев приводит к недостаточной жаропрочности подвергающихся воздействию повышенных температур поверхностных слоев изделия. В то же время повышение концентрации легирующих элементов для увеличения жаропрочности делает деталь чрезмерно хрупкой [5].

Разработка жаропрочных деформируемых алюминиевых сплавов для авиастроения проводилась вначале в основном для деталей двигателей – как

для поршневых, так и реактивных (поршни, кольца, лопатки, диски, крыльчатки, колеса компрессора и т.д.).

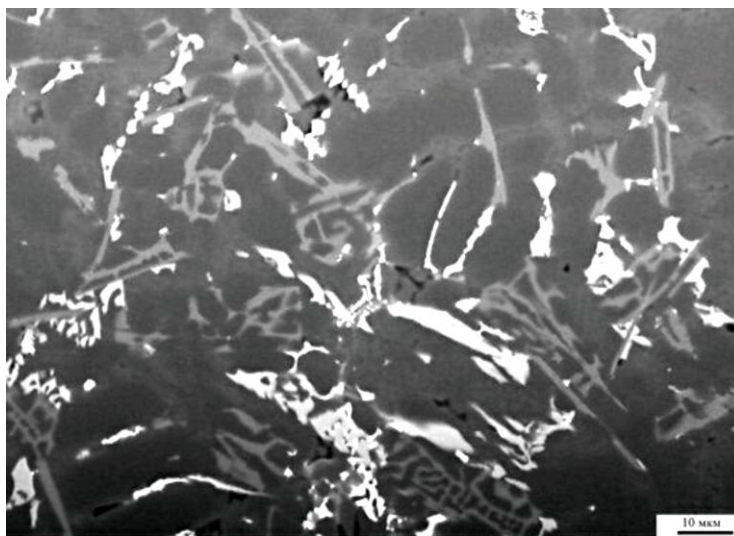


Рисунок 1.1. Микроструктура сплава АК18, определенная сканирующим зондовым микроскопом: зернам темным участкам соответствует алюминий; светлым – частицы кремния; серым – включения железа

Алюминиевый деформируемый сплав М40 относится к группе высоколегированных термически упрочняемых, жаропрочных и свариваемых материалов. Высокая легированность сплава М40 приводит к образованию при литье большого количества избыточных фаз, которые присутствуют в структуре даже после деформации и высокотемпературных нагревов, к пересыщению твердого раствора атомами легирующих элементов, имеющими высокую энергию связи с несовершенствами кристаллической решетки, что значительно затормаживает диффузионные процессы. Последнее и определяет его поведение при технологических процессах, связанных с термообработкой и деформацией. Для сплава М40 требуется длительный гомогенизационный отжиг (48 ч при 480–500 °С), неполная гомогенизация ухудшает его технологичность и может снизить прочностные и коррозионные свойства.

Закаленный сплав М40 способен упрочняться за счет распада пересыщенного твердого раствора. Однако в отличие от других сплавов

системы Al–Cu–Mg в производственных условиях повышать прочностные характеристики полуфабрикатов из этого сплава естественным старением не представляется возможным, так как при комнатной температуре процессы зонного распада твердого раствора в сплаве, приводящие к упрочнению, продолжаются до шести месяцев. Продолжительность зонной стадии распада сплава М40 можно сократить, нагревая его при 130–175 °С, при этом продолжительность выдержки уменьшается с возрастанием температуры.

Сплав М40 – жаропрочный материал. Начальные стадии нагревов до температуры 250 °С оказывают небольшое влияние на прочностные свойства сплава, так как в этот период увеличивается степень распада пересыщенного твердого раствора, приводящая к упрочнению. Дальнейшее длительное воздействие температур, особенно выше 250 °С, значительно снижает прочностные характеристики сплава. Микроструктура сплава приведена на рисунке 1.2.



Рисунок 1.2. Микроструктура сплава М40 (x250)

Полуфабрикаты из сплава М40 хорошо свариваются точечной сваркой и аргоно-дуговой сваркой. Прочностные свойства при 20 °С сварных соединений толщиной до 5,0 мм, полученных аргоно-дуговой сваркой с присадкой М40, составляют 80–90%, а толщиной свыше 6,0 мм 70% от σ_B

основного материала. При повышенных температурах сварные соединения равнопрочны с основным материалом.

Сплав М40 из-за большей гетерогенности несколько чувствительнее к тепловому воздействию сварочного цикла, что может приводить к некоторому снижению прочностных и пластических характеристик сварного соединения.

Алюминиевый сплав 1201 системы Al–Cu–Mn в отличие от сплавов типа дюралюмин имеет более высокую концентрацию меди и очень низкую магния.

Эти сплавы характеризуются достаточной пластичностью, технологичностью и отличаются высокими жаропрочными свойствами при температурах выше 200 °С.

При исследовании закономерностей измерения механических свойств в зависимости от содержания меди установлено, что в сплавах с оптимальными механическими свойствами при комнатной температуре и длительной прочности при 300 °С концентрация меди близка к предельной растворимости 5–6%. Однако уровень жаропрочности сплава 1201 при 300 °С весьма невысок. Введение добавок марганца позволило повысить жаропрочные свойства в 2–2,5 раза.

Добавки марганца к сплавам системы Al–Cu более 0,4% резко повышают эффект закалки и снижают эффекты искусственного и естественного старения.

Таким образом, марганец – один из основных легирующих элементов, обеспечивающий высокие жаропрочные свойства данного сплава.

Прочностные свойства сплава 1201 с повышением температуры понижаются и тем интенсивнее, чем выше температура испытания. Однако уровень значений временного сопротивления и предела текучести при всех исследованных температурах (20–250 °С) выше, чем у листов из сплава Амгб, наиболее широко применяемого в настоящее время в сварных

высоконагруженных конструкциях. Восстановленная прочность у листового материала сплава 1201 зависит от температуры нагрева и времени выдержки.

Нагрев в течение 100 ч при температуре 100–150 °С и в течение 30 мин при 200 °С практически не оказывает влияния на механические свойства. Дальнейшее повышение температуры и времени выдержки при испытании приводит к заметному снижению прочностных характеристик, однако и после нагрева при 250 °С в течение 1000 прочностные свойства из сплава 1201 при комнатной температуре остаются достаточно высокими: $\sigma_b = 295$ МПа; $\sigma_{0.2} = 205$ МПа; $\delta = 11,8$ %.

Для повышения пластичности при температурах деформации и получения более однородной структуры у катаных полуфабрикатов из сплава 1201 отлитые слитки гомогенизируют при температурах 510–530 °С в течение 24 ч.

Оптимальные значения механических свойств и удовлетворительная структура у листов из сплава 1201 достигаются после закалки с 530–540 °С. Дальнейшее повышение температуры закалки до 545–550 °С практически не оказывает влияния на механические свойства, однако при этих температурах наблюдается значительный рост зерна и диффузия легирующих элементов в плакирующий слой, что заметно снижает коррозионную стойкость плакированных листов.

Перезакалка листов приводит к снижению прочностных свойств и повышению пластичности.

При перезакалке закаленных и искусственно состаренных листов практически не изменяются значения механических свойств, тогда как перезакалка закаленных, правленных и искусственно состаренных листов снижает временное сопротивление примерно на 20 МПа, а предел текучести на 60 МПа в результате снятия эффекта деформации растяжением, удлинение при этом повышается на 4%.

Листы из сплава 1201 в процессе вылеживания при комнатной температуре после закалки очень мало упрочняются. В этом состоянии из

них изготавливают холодной деформацией детали несложной формы. Максимальные значения механических свойств у листов из сплава 1201 достигаются после искусственного старения при повышенных температурах.

Сплав 1201 удовлетворительно сваривается точечной, роликовой, аргоно-дуговой видами сварки.

Поскольку прочность сварных соединений, выполненных из термически упрочняемого сплава 1201, без последующей термической обработки после сварки составляет 0,7 от прочности основного материала для тонких листов и 0,5–0,6 для листов толщиной более 4,0 мм, то для создания равнопрочных сварных соединений необходимо предусматривать местное утолщение свариваемых кромок путем химического или механического фрезерования не менее чем на 50%.

Особенности термической обработки алюминиевых жаропрочных сплавов. Отжиг – термическая обработка, заключающаяся в нагреве металла до определенной температуры, выдержке и последующем, как правило, медленном охлаждении с целью получения более равновесной структуры.

Отжиг применяют для повышения пластичности и снижения прочности сплавов в целях облегчения последующей холодной обработки давлением полуфабрикатов, для формообразования деталей, для устранения остаточных напряжений, вызывающих коробление и поводку деталей в процессе их механической обработки, а также для повышения коррозионной стойкости.

Температуру и скорость нагрева, длительность выдержки, скорость охлаждения при отжиге выбирают в зависимости от природы сплавов и требований, предъявляемых к уровню механических и коррозионных свойств сплава.

Как правило, желательно достигать максимально высокой скорости нагрева деталей и полуфабрикатов при отжиге, чтобы избежать роста зерна. При отжиге тонкостенных деталей сложной формы скорость нагрева следует

ограничить, чтобы избежать коробления, вызванного неоднородным нагревом.

Для сплавов, упрочняемых термической обработкой, применяют полный и сокращенный отжиги, а также неполный отжиг (для снятия технологического наклепа).

Закалка – вид термической обработки, заключающийся в нагреве сплавов до заданной температуры, выдержке и последующем быстром охлаждении с целью получения метастабильного состояния, т.е. получения пересыщенного твердого раствора на основе алюминия, способного к последующему упрочнению при старении.

Чем выше скорость закалки, тем больше скорость растворения легирующих элементов в твердом растворе алюминия.

Температура нагрева под закалку выбрана с учетом природы сплава. Верхний и нижний пределы температуры нагрева под закалку обусловлены расположением границ области твердого раствора сплава на диаграмме состояния, а также возможным наличием в сплаве неравновесных легкоплавких составляющих. Верхним пределом температуры нагрева под закалку является температура равновесного или неравновесного солидуса, нагрев выше которой может вызвать пережог сплава. Нижний предел температуры нагрева под закалку определяется положением кривой предельной растворимости легирующих элементов в твердом растворе на диаграмме состояния и необходимостью обеспечения высокой скорости и максимальной степени растворения, а также требуемых механических и коррозионных свойств сплава.

Длительность выдержки при нагреве под закалку выбирают исходя из максимальной толщины полуфабрикатов, из которой изготовлена деталь. При выполнении предварительной механической обработки особое внимание необходимо обратить на обеспечение плавности переходов от массивных элементов детали к тонким.

Обработка давлением (прессование, прокатка, ковка и т.д.), предшествующая термической обработке, оказывает существенное влияние на процессы, протекающие в сплаве при нагреве под закалку. Чем меньше степень деформации, тем грубее структура и тем медленнее протекает растворение фазовых составляющих, поэтому длительность нагрева таких полуфабрикатов и деталей следует увеличивать. В крупногабаритных деталях и полуфабрикатах, изготавливаемых со значительно малой степенью деформации, может сформироваться микроструктура с пережогом при более низкой температуре, чем в деталях с высокой степенью деформации.

Пережог – оплавление структурных составляющих сплава.

При резких перепадах толщин и грубой обработке возможно возникновение закалочных трещин в местах перепадов.

Старение – термическая обработка сплава, подвергнутого закалке, заключающаяся в нагреве и выдержке его при повышенной температуре (искусственное старение) или выдержке при комнатной температуре (естественное старение) с целью получения более равновесного состояния и требуемого комплекса свойств.

Существует два вида старения алюминиевых сплавов:

– зонное (протекает при комнатных температурах, за исключением сплавов систем Al–Cu–Mn, Al–Li–Mg и Al–Cu–Li – при повышенных температурах);

– фазовое (протекает при повышенных температурах с упрочнением преимущественно метастабильными выделениями).

В процессе старения алюминиевых сплавов происходит изменение размеров полуфабрикатов и деталей, связанное с изменением удельного объема сплава, вызванным распадом пересыщенного твердого раствора. Особенно заметно изменение длины, поэтому во избежание коробления во время старения необходимо обеспечить свободное перемещение полуфабрикатов и деталей в садке, а окончательную механическую обработку проводить после старения.

Режим термической обработки для сплава 1201:

- Закалка с температуры 530–540 °С, с охлаждением в воде (при температуре не выше 40 °С)
- Искусственное старение при температурах 180–190 °С.
- Отжиг полуфабрикатов при температуре 380–420 °С в течение 10–60 мин с последующим охлаждением со скоростью 30 град/ч до 260 °С, далее на воздухе. Для снятия технологического наклепа, полученного в результате холодной деформации, отжиг производится при температуре 350–370 °С в течение 30–60 мин, охлаждение на воздухе [6].

1.3. Механические и технологические свойства сплава системы Al–Cu–Mg

Механические свойства различных полуфабрикатов сплава системы Al–Cu–Mg при комнатной и повышенных температурах приведены в таблице 1.1.

Стандартной термической обработкой всех видов полуфабрикатов является закалка и естественное старение (Т). При необходимости полуфабрикаты из сплава системы Al–Cu–Mg подвергают отжигу (М).

Режим искусственного старения практически не оказывает влияния на значения прочностных характеристик сплава системы Al–Cu–Mg, но при длительных сроках хранения и эксплуатации, а также воздействиях температур, несколько повышает коррозионную стойкость сплава.

В структуре сплава системы Al–Cu–Mg основной упрочняющей диффузионно подвижной фазой является S (Al₂CuMg) с присутствием незначительного количества фазы θ (Al₂Cu). Наличие в сплаве некоторых переходных металлов приводит к появлению в структуре ряда интерметаллидных соединений, практически диффузионно неподвижных при температурах эксплуатации конструкции.

Таблица 1.1 – Механические свойства сплава системы Al–Cu–Mg при растяжении при высоких температурах

Полуфабрикат	Лист плакированный (А) холоднокатаный					
Толщина, мм	2–3					
Состояние	Т					
Направление вырезки образцов	Поперечное					
Температура испытания, °С	20	200	300	350	400	450
σ_B , МПа	455	380	290	170	65	45
$\sigma_{0,2}$, МПа	320	285	250	125	50	25
$\sigma_{пц}$, МПа	305	245	-	-	-	-
δ_{10} , %	18	14	15,5	20	28	80
Полуфабрикат	Штамповка					
Масса, кг	до 100					
Состояние	Т					
Направление вырезки образцов	Долевое					
Температура испытания, °С	20	200	300	350	400	450
σ_B , МПа	455	370	190	95	55	35
$\sigma_{0,2}$, МПа	305	270	155	70	40	25
δ_{10} , %	13	12,5	24	33	60	75
Направление вырезки образцов	Высотное					
σ_B , МПа	450	370	205	110	65	40
$\sigma_{0,2}$, МПа	310	260	170	65	30	25
δ_{10} , %	9	11,5	11,5	28,5	46	90
Полуфабрикат	Поковка					
Температура испытания, °С	20	200	300	350	400	450
Направление вырезки образцов	Долевое					
σ_B , МПа	415	345	180	110	75	50
$\sigma_{0,2}$, МПа	290	250	145	85	50	30
$\sigma_{пц}$, МПа	255	210	130	75	40	-
δ_5 , %	13	7	19	19,5	27	77
Направление вырезки образцов	Поперечное					
σ_B , МПа	370	335	180	110	65	40
$\sigma_{0,2}$, МПа	270	245	140	85	50	20
$\sigma_{пц}$, МПа	215	210	125	70	-	-
δ_5 , %	6	8	15,5	29,5	27,5	75

Микроструктура полуфабрикатов сплава системы Al–Cu–Mg мелкозернистая, с наличием частиц раздробленных первичных фаз S, θ и

интерметаллидов, расположенных в направлении течения металла при деформации.

Присутствуют также дисперсные включения интерметаллидных соединений и выделения фаз-упрочнителей, образовавшихся в процессе распада пересыщенного твердого раствора.

Так как в сплаве системы Al–Cu–Mg в значительной степени подавлены процессы собирательной рекристаллизации, то в полуфабрикатах наблюдается только рекристаллизация первого рода (обработки), а в макроструктуре практически отсутствует крупнокристаллический ободок.

Температура ликвидуса сплава системы Al–Cu–Mg – 640 °С, солидуса – 501–507 °С. Плотностью сплава – 2,8 г/см³. В таблицах 1.4 и 1.5 приведены физические свойства сплава.

Таблица 1.2 – Теплопроводность, теплоёмкость и удельное электрическое сопротивление сплава системы Al–Cu–Mg

Температура, °С	λ , Вт/(м·К)	c_p , Дж/(г·К)	$\rho \cdot 10^8$, Ом·м
0	124,6	0,8	–
20	127,4	0,825	6,2
100	146,9	0,98	7,0
150	166,0	0,97	–
200	192,1	1,10	8,1
300	180,6	0,97	8,65
400	235,8	1,17	9,6

Таблица 1.3 – Температурные коэффициенты линейного расширения сплава системы Al–Cu–Mg

Температура, °С	$\alpha \cdot 10^6$, 1/К	Температура, °С	$\alpha \cdot 10^6$, 1/К
0 – 100	23,0	0 – 100	23,0
100 – 200	25,0	0 – 200	23,7
200 – 300	26,5	0 – 300	24,6
300 – 400	24,5	0 – 400	24,5
400 – 500	27,0	0 – 500	25,0

Сварные соединения сплава системы Al–Cu–Mg имеют при $T = 20$ °С прочностью не менее 0,7 прочности основного металла независимо от вида

полуфабриката, расположения сварного шва по отношению к направлению волокна полуфабриката. С повышением температуры прочность сварного соединения приближается к прочности основного металла, а при $T = 250\text{--}300$ °С и выше – достигает ее (таблица 1.4).

Таблица 1.4 – Механические свойства при растяжении сварных соединений сплава системы Al–Cu–Mg

Полуфабрикат	Лист плакированный (А)					
Толщина, мм	2–3					
Состояние (со сварки)	Т					
Направление вырезки образца	Долевое					
Вид сварки	ААрДЭС					
Температура испытания, °С	20	200	300	350	400	450
$\sigma_{в\text{ св}}$, МПа	390	340	200	150	65	45

1.4. Алюминиевый сплав 1565ч системы Al–Mg

К этой группе относятся термически неупрочняемые сплавы с содержанием магния от 1 до 6,8%. В России это сплавы АМг1, АМг2, АМг4, АМг5, АМг6, 1565ч и другие. За рубежом это сплавы серии 5xxx, такие как 5052, 5083, 5054, 5056, 5182 и другие. Из этих сплавов изготавливают все виды полуфабрикатов: листы, плиты, профили, трубы, штамповки, проволоку.

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

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

В системе Al–Mg наиболее близким к алюминию является соединение Al_3Mg_2 (β -фаза), которое образует с твердым раствором на основе алюминия эвтектическую систему. Эвтектическая точка соответствует 33% Mg.

Растворимость магния в алюминии большая $\sim 15,5\%$ Mg при 450°C и снижается до $\sim 1,4\%$ Mg при комнатной температуре.

Поскольку промышленные сплавы, как правило, содержат железо, кремний, марганец, то фазовый состав сплавов содержит нерастворимые фазы AlFeSiMn, а также может появляться растворимая фаза Mg_2Si . Магний существенно влияет на свойства этих сплавов.

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

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

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

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

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

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

В морском судостроении уже более тридцати лет успешно применяют свариваемый сплав 1561. Из этого сплава изготавливают все виды полуфабрикатов. Сплав 1561 имеет высокие прочностные свойства за счет высокого содержания Mg и Mn, но является весьма трудоемким в металлургическом производстве и имеет более низкую технологическую пластичность, чем сплавы с содержанием менее 6% Mg (таблица 1.5).

В последние годы были разработаны сплавы Al-Mg дополнительно легированные скандием, что позволило значительно повысить прочностные свойства сплавов этой системы.

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

Таблица 1.5 – Свойства листов по ГОСТ Р 56370-2015 и плит по ГОСТ Р 56371-2015 из сплава 1561

Полуфабрикат	Состояние поставки	Обозначение	Толщина	Механические свойства, не менее		
				σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Лист	без термической обработки	1561 (АМг61)	5,0–0,0	335	175	12
	отожженное	1561М (АМг61М)	0,8–3,5 св. 3,5–4,5	315 355	155 175	12 15
Плита	без термической обработки	1561 (АМг61)	12–25	335	175	12
			св. 25–50	335	175	10
			св. 50–60	315	175	10

На базе системы Al-Mg-Sc разработано несколько сплавов с содержанием магния от 1 до 6,5% и скандия от 0,15 до 0,35 %. Типичные свойства сплава 1570 в сравнении со сплавом АМг6 приведены в таблице 1.6.

Таблица 1.6 – Типичные свойства листов толщиной 2 мм после отжига 320 °С

Сплав	Механические свойства		
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1570	410	310	16,0
АМг6	350	165	18,0

Нужно отметить, что свойства сплавов Al–Mg–Sc сильно зависят от технологии их изготовления, которая является достаточно сложной. Кроме того эти сплавы весьма дорогие – в разы дороже сплавов Al–Mg. Это связано как с ценой скандия, так и со сложной технологией изготовления полуфабрикатов.

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

Этот сплав, будучи достаточно простым в металлургическом производстве, обеспечивает получение прочностных свойств на 20–30% выше, чем сплавы АМг5 и АМг6 при сохранении высокой пластичности. При этом он обладает отличной свариваемостью всеми видами сварки плавлением и хорошей коррозионной стойкостью. Механические свойства сплава 1565ч в сравнении со сплавами АМг5, АМг6 и 5083 приведены в таблицах 1.7–1.10.

Таблица 1.7 – Механические свойства листов при растяжении

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

Таблица 1.8 – Механические свойства плит при растяжении

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

Таблица 1.9 – Механические свойства прессованных профилей

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

Таблица 1.10 – Механические свойства прессованных прутков диаметром 8–100 мм

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

1.5 Проблемы получения качественных сварных соединений алюминиевых сплавов при сварке плавлением

При сварке плавлением алюминиевых сплавов можно выделить следующие главные проблемы:

1. Образование тугоплавкого оксида алюминия Al_2O_3 .

В период пребывания металла в сварочной ванне он взаимодействует с окружающими его газами и шлаками. Благодаря высокой температуре нагрева и перемешиванию металла взаимодействие его с внешней средой протекает достаточно энергично, несмотря на сравнительно малую

продолжительность его пребывания в расплавленном состоянии. В результате происходит окисление и испарение металла и его составляющих, а также растворение в нем газов.

После удаления источника тепла металл кристаллизуется в весьма своеобразных условиях, характеризующихся наличием направленного отвода тепла, больших скоростей охлаждения и движения металла в результате поступления его из сварочной ванны.

Металлургические особенности сварки металла определяются взаимодействием его с кислородом и другими газами, присутствующими в атмосфере, с которой контактирует металл, интенсивностью испарения легирующих элементов, а также особенностью кристаллизации его в специфических условиях сварочного процесса. Анализ металлургических процессов, протекающих в сварочной ванне в период плавления и кристаллизации металла, может служить основой для понимания причин и условий зарождения и развития основных дефектов сварных соединений.

Алюминий обладает способностью активно взаимодействовать с кислородом. Окисление алюминия протекает при нормальной и повышенной температурах при ничтожно малом парциальном давлении кислорода или сложных газов, содержащих кислород.

Свойства и кристаллическое строение окисных пленок на поверхности алюминия могут меняться в зависимости от условий окисления. Однако независимо от химического и фазового состава можно выделить некоторые характерные свойства оксидных пленок на поверхности алюминия, имеющих значения для процессов сварки:

- оксидные пленки алюминия отличаются высокими защитными свойствами и на определенном этапе окисления предотвращают дальнейшее взаимодействие алюминия с газами;

- оксид Al_2O_3 отличается большой химической прочностью, устойчив против диссоциации и реакции с другими металлами в твердом состоянии.

Восстановление алюминия из оксидов в условиях металлургических процессов, в том числе и сварки, практически исключено;

– оксид Al_2O_3 отличается высокой температурой плавления ($2050\text{ }^\circ\text{C}$) и в условиях сварки не расплавляется. В связи с этим оксидная пленка сохраняется на поверхности кромок свариваемых деталей и, несмотря на большую плотность, чем плотность жидкого алюминия, удерживается на большей части поверхности сварочной ванны силами поверхностного натяжения;

– оксид алюминия не растворяется ни в твердом, ни в жидко металле и в определенном интервале температур характеризуется постоянством состава и стабильностью структуры;

– оксидная пленка на алюминии отличается сравнительно высокой механической прочностью. При толщине $1\cdot 10^{-5}$ см прочность ее на разрыв приближается к $0,2$ МПа;

– электросопротивление оксида Al_2O_3 высокое $1\cdot 10^7$ Ом·см;

– коэффициент теплового расширения оксидной пленки почти в три раза меньше коэффициента теплового расширения алюминия. Поэтому при нагреве алюминия, особенно до расплавления, в оксидной пленке неизбежно возникновение трещин;

– важнейшей особенностью оксидной пленки алюминия является ее высокая адсорбционная способность к парам воды. Водяной пар, адсорбированный окисленной поверхностью алюминия, удерживается до высоких температур, часть имеющейся на поверхности алюминия влаги удерживается даже после выдержки металла в вакууме до температуры $350\text{ }^\circ\text{C}$. Оставшаяся часть влаги, очевидно связанная в виде гидрата, удаляется при более высоких температурах и может реагировать с металлом с образованием водорода. Гидрат оксида алюминия может удерживать некоторое количество воды вплоть до температуры $1000\text{ }^\circ\text{C}$.

2. При высоких температурах резко снижается прочность, и твердый металл нерасплавившейся части кромок может разрушиться под действием массы сварочной ванны.

Алюминий обладает высокой жидкотекучестью и может вытекать через корень шва. Он практически не меняет своего цвета при нагреве, поэтому во время сварки сложно контролировать размеры сварочной ванны. Чтобы избежать прожогов или провалов при однослойной сварке металла или сварке первых слоев многопроходных швов на высокой погонной энергии используют формирующие подкладки из керамики, стали или графита.

3. В связи с высокой величиной коэффициента линейного расширения и низким модулем упругости алюминиевые сплавы обладают повышенной склонностью к короблению (деформации).

Для снижения деформаций могут применяться специальные технологические мероприятия (оптимальные режимы сварки, подогрев и др.)

4. Сварка затрудняется не только появлением оксидной пленки, но и обусловленной водородом пористостью, уменьшающей пластичность и прочность металла. Поры возникают в основном в металле шва, а также у линии сплавления. Особенно склонными к образованию пор считаются сплавы системы легирования Al–Mg и алюминий-литиевые сплавы.

В связи с этим необходимо выполнять очень тщательную химическую очистку сварочной проволоки и механическую очистку и обезжиривание свариваемых кромок. При сварке металла большой толщины к снижению пористости приводит предварительный и сопутствующий подогрев до температуры 150–250 °С.

5. Ввиду высокой теплопроводности алюминия для его сварки требуются мощные источники тепла. В некоторых случаях рекомендуется предварительный подогрев начальных участков сварного шва до температуры 120–150 °С или сопутствующий подогрев.

6. При сварке в металле шва могут образовываться горячие трещины, что вызвано процессами внутренней деформации и напряжения при кристаллизации металла сварочной ванны. Для уменьшения вероятности их появления в сварные швы могут добавляться специальные модификаторы, улучшающие кристаллическую структуру шва, а также следует не допускать близкого расположения швов.

Также одной из немаловажных проблем является возможность образования горячих трещин в зонах сплавления и термического влияния.

Трещины – один из наиболее опасных дефектов в сварных соединениях. Горячие трещины обычно расположены в металле шва и образуются при кристаллизации металла в температурном интервале хрупкости (ТИХ). В этом интервале металл в основном находится в твердожидком состоянии и имеет малое временное сопротивление разрушению. В процессе усадки сварного соединения возникают усадочные деформации, которые приводят к образованию растягивающих напряжений.

Деформации металла, в температурном интервале хрупкости при сварке зависят не только от температурного коэффициента линейного расширения свариваемого металла, но и от жесткости изделия, а также режима сварки. При этом малая жесткость свариваемого изделия может привести к короблению металла в температурном интервале хрупкости вследствие деформаций всего изделия, вызываемым его местным нагревом сварочным источником тепла.

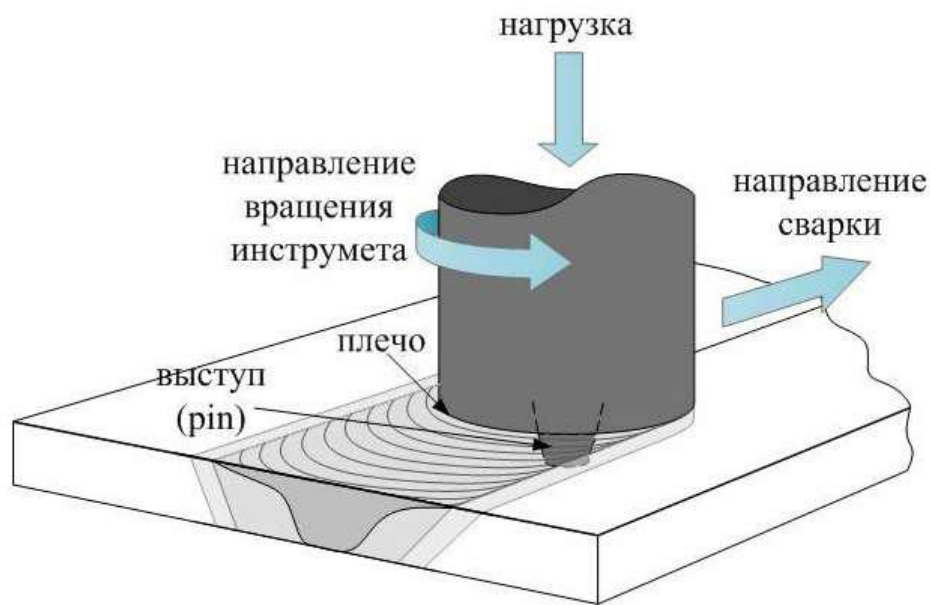
Кристаллизационные трещины образуются в твердожидком состоянии металла, когда возможностей для питания объемно-кристаллизующегося расплава недостаточно, активно идут ликвационные процессы и пустующее пространство занимают легкоплавкие соединения. Уменьшение растягивающих напряжений может быть достигнуто выбором наиболее рациональной конструкции соединения, обеспечением более свободного укорочения металла шва и отдалением момента возникновения растягивающих напряжений – применением подогрева изделия. Скорость

нарастания растягивающих напряжений тем меньше, чем больше подогрето изделие и чем ниже скорость охлаждения металла, но все же возможности устранения трещин за счет ослабления растягивающих напряжений крайне ограничены.

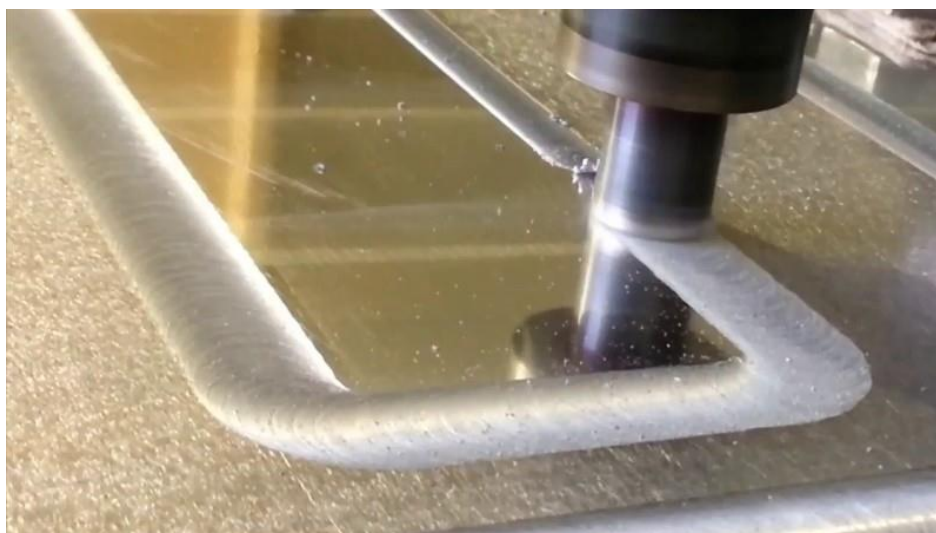
Перспективным направлением получения качественных сварных соединений алюминиевых сплавов является осуществление процесса без расплавления в твердой фазе. Такой вариант формирования соединения можно осуществить в процессе сварки трением с перемешиванием. Сварка трением с перемешиванием (СТП, *Friction stir welding — FSW*) является сравнительно новой технологией, реализованной в современном виде в 1991 г. (оформлен патент *EP0615480 B1 Improvements relating to friction welding*) в Институте сварки (*The Welding Institute (TWI), Cambridge, United Kingdom*), хотя впервые она была предложена в СССР в 1967 г. [7].

1.6 Сварка трением с перемешиванием как метод соединения листовых заготовок из алюминиевых сплавов

Сварка трением с перемешиванием представляет собой процесс, который происходит в металлах в твердом агрегатном состоянии, при котором механическое соединение происходит посредством погружения специального вращающегося инструмента, состоящего из двух частей, называемых плечом и пином (штифт, стержень), в поверхность стыка двух жестко зафиксированных пластин на глубину, приблизительно равную их толщине, таким образом, чтобы плечо касалось поверхности соединяемых пластин. Схема процесса сварки трением с перемешиванием представлена на рисунке 1.3.



а



б

Рисунок 1.3 – Схема процесса сварки трением с перемешиванием (а) и реализация процесса при сварке замкнутого шва (б)

Инструмент, который обычно изготавливают из теплостойкой стали, переводит свариваемый металл в пластифицированное состояние, за счет фрикционного тепла, и перемешивает его в этом состоянии без образования жидкой фазы.

Выделяющейся в процессе СТП теплоты недостаточно для образования расплавленной зоны в области формирования соединения. В результате весь процесс протекает без макроскопического расплавления, что снижает

вероятность возникновения многих дефектов, характерных сварным соединениям при сварке плавлением [8, 9].

Выделение тепла за счет работы сил трения и интенсивная пластическая деформация в размягченном материале вокруг инструмента являются основополагающими для процесса сварки трением с перемешиванием [10]. При деформации материала также генерируется и перераспределяется тепло, создавая, тем самым, неоднородное температурное поле в сварном шве.

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

Повышение температуры в зоне трения пина и материала деталей позволяет инструменту двигаться вдоль линии стыка и перемешивать материал, образуя сварное соединение [11]. Температура при сварке не превышает температуру плавления основного металла [12]. Таким образом, источник тепла распределяется в объеме материала, окружающем стержень, который в сварке трением с перемешиванием называется зоной перемешивания [13]. Во время сварки материал движется от наступающей стороны (*advancing side*), имеющей направление векторов скорости вращения на поверхности инструмента параллельное направлению перемещения, к отступающей стороне (*retreating side*), где вращение и направление сварки антипараллельны направлению перемещения [14].

Считается, что ключевыми параметрами СТП являются частота вращения сварочного инструмента и скорость сварки; в качестве важных параметров также отмечают величину прижимного давления, а также дизайн сварочного инструмента [15–24]. Показано, что температура процесса в зоне перемешивания определяется частотой вращения инструмента, в то время как продолжительность термического воздействия контролируется скоростью сварки [25–27]. Максимальная температура СТП алюминиевых сплавов может достигать 550 °С [28, 29], а в исключительных случаях – даже 600 °С, приводя к локальному оплавлению свариваемого материала [26].

Выбор геометрии инструмента и параметров процесса сварки оптимизируется для каждого конкретного свариваемого материала. Исследования [30] показали, что при увеличении частоты вращения увеличивается тепловложение в металл и в сварном соединении формируется микроструктура с более однородными зёрнами.

Таким образом, скорость ввода энергии за счет трения определяется двумя основными параметрами. Первая – это частота вращения инструмента, а вторая скорость перемещения инструмента. Материал инструмента для сварки трением с перемешиванием, термообработка и его геометрия также имеют большое значение [31].

В случае несоответствия параметров процесса сварки трением с перемешиванием их оптимальным значениям может возникнуть ряд дефектов: непровар (lack of penetration), протяженные дефекты (tunnels), поры (voids), дефект в виде непровара по лицевой стороне шва (surface grooves), грат (excessive flash), задиры (surface galling), охрупчивание ядра (nugget collapse) и дефект типа стыковая линия (lazy S). [32–35].

В целом существует определенный диапазон комбинаций параметров, что приводит к хорошему качеству сварного шва. Метод сварки трением с перемешиванием формирует соединение путем комбинации операций перемешивания и выдавливания (экструзии).

Пластическое течение в *приповерхностном* слое материала определяется плечиками инструмента [36]. Установлено, что влияние плечиков может простираться на значительную глубину перемешиваемого материала, а схема деформации в этом случае близка к кручению под давлением [37].

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

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

Асимметрия пластического течения может приводить к существенному варьированию температурно-деформационных условий внутри зоны сварного шва и, как следствие, неоднородности формируемой в нем микроструктуры [38–40].

Из литературных данных известно, что в процессе сварки происходит фрикционный нагрев и очень интенсивная деформация металла заготовки. Получаемая при этом микроструктура представлена мелкозернистой зоной с резким переходом к исходной. Первая попытка классифицировать микроструктуру, полученную при сварке трением с перемешиванием, была сделана Трэдгиллом [41]. Эта работа была проведена исключительно на алюминиевых сплавах с использованием только лишь оптической микроскопии.

Соединения, полученные сваркой трением с перемешиванием на алюминиевых сплавах, содержат измененную микроструктуру, что неудивительно, когда рассматривается экстремальный диапазон деформаций,

скоростей деформации и термических циклов, которым подвергаются различные области сварного соединения [33]. В соединении, полученном сваркой трением с перемешиванием, как правило, выделяют 4 характерные зоны влияния процесса сварки (рис. 1.4):

1. Зона интенсивной деформации называется зоной перемешивания, так же предложен термин "динамически рекристаллизованная область" [42], который широко используется в литературе;

2. Зона термомеханического воздействия, где материал испытывает меньшую деформацию и более низкую температуру [43]. В случае алюминия в этой области возможно генерировать значительную пластическую деформацию без рекристаллизации, и, как правило, между рекристаллизованной и деформированной зоной термомеханического воздействия имеется макроскопическая граница;

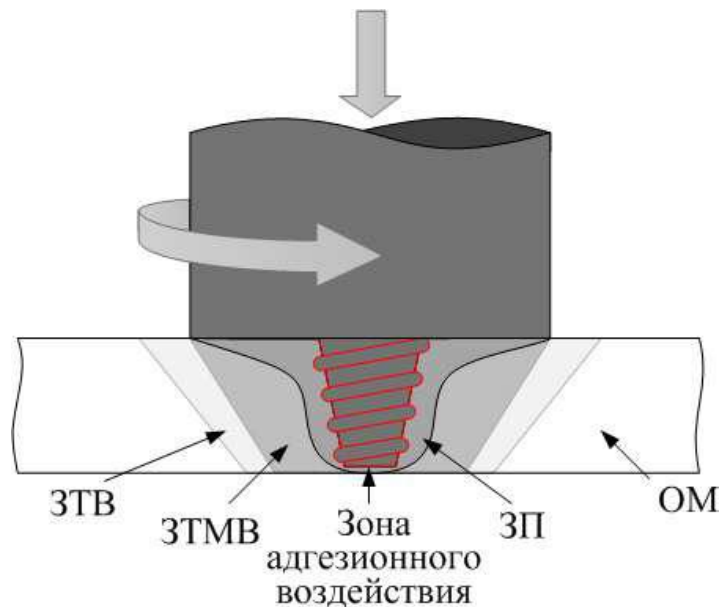


Рисунок 1.4 – Особенности структуры материала соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием.

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

3. Зона термического влияния – область, достаточно близкая к сварному шву для термического воздействия, чтобы модифицировать

микроструктуру и/или свойства, но никаких видимых следов пластической деформации там не обнаруживается с помощью световой микроскопии, хотя признано, что некоторая пластическая деформация там может все-таки происходить;

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

В зоне термического влияния, удаленной от центра сварного шва, нет очевидного изменения структуры зерен (рис. 1.5, в), а обнаружить ее можно только изменением твердости и, как правило, различной реакцией на травитель. Кроме того, при приближении к центру сварки в структуре зерен можно увидеть четкие следы пластической деформации. Во внешней части зоны термомеханического воздействия исходные зерна различимы, но искривлены в соответствии с движением потока металла в зоне перемешивания, о чем свидетельствует обратная полюсная фигура на рисунке 1.5, б. Еще ближе к линии сварки, степень деформации и температура увеличиваются так, что там формируется динамически рекристаллизованная зона (зона перемешивания, ядро шва) с дисперсной равноосной зеренной структурой (рис. 1.5, а).

Общим наблюдением в исследовании зоны перемешивания является появление ряда круговых или эллиптических областей на металлографических срезах, которые часто называются "луковыми кольцами". Махони и др. [44] и Леонард [45] показали для сплавов В95 и АК8, что кольца являются реакцией травления на изменения размера зерен между кольцами.

Другие характеристики колец включают эффекты текстуры [45, 46] и изменения плотности дислокаций [47, 48]. Зона перемешивания может также содержать раздробленные частицы [45, 49], и "луковичную" структуру иногда связывают с изменением их распределения [45, 50].

Это может быть следствием полосового распределения составляющих частиц, присутствующих в основном металле, что сильно зависит от сплава [51]. Однако, эти факторы не дают полного объяснения механизма образования, который еще не сформулирован. По-видимому, есть веские аргументы в пользу того, что существует чисто кинематическая основа для формирования каждого кольца, связанная с вращением и подачей инструмента.

Считается, что формирование кольца может быть функцией геометрии инструмента, поворота инструмента и скорости движения [41]. Практическое значение этого явления остается довольно ограниченным, так как механические свойства ядра в целом хорошие, а пути разрушения в механических испытаниях редко связаны с "луковыми кольцами".

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

В ряде работ [52–57] утверждается, что добавление небольшого количества скандия в алюминиевые сплавы улучшает их механические свойства и свариваемость, что связывается с наличием термостабильных частиц Al_3Sc , ограничивающих рост зерна. Частицы Al_3Zr также могут иметь такой же эффект. Чарит и Мишра [58] показали, что ультрамелкозернистые структуры, характеризующиеся средним диаметром зерен 0,68 мкм, были получены после обработки трением с перемешиванием сплава $Al-Zn-Mg-Sc$. Эти значения размера зерен значительно меньше, чем получаемые после сварке трением с перемешиванием в других сплавах.

Поскольку рост зерен в сплаве $Al-Zn-Mg-Sc$ подавляется за счет выделения частиц Al_3Sc или Al_3Zr , то можно предположить, что это изначальный размер рекристаллизующихся после сварки трением с

перемешиванием зерен. Таким образом, включение элементов, замедляющих рост зерна, может быть полезным, но необходимы дальнейшие исследования для полного понимания механизмов их функционирования и для достижения полного потенциала этих добавок к сплавам.

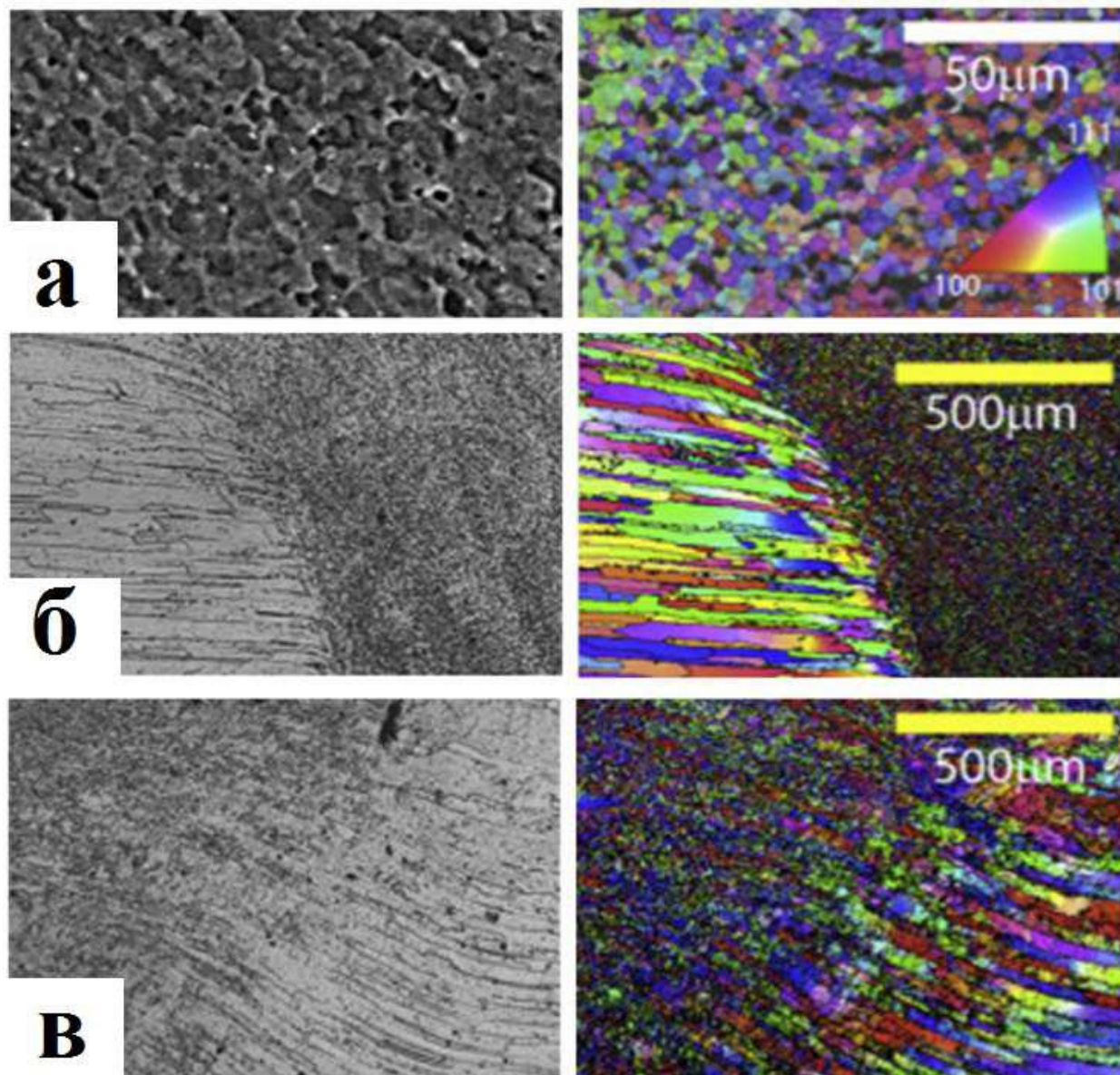


Рисунок 1.5 – Микроструктура алюминиевого сплава В-1461 показана с использованием карты обратных полюсных фигур, полученной EBSD, изображающей изменение микроструктуры в материале: а) зона перемешивания; б) граница между ядром и зоной термомеханического воздействия; в) зона термомеханического воздействия [60]

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

прочностными характеристиками, наиболее используемыми методами получения таких материалов являются методы интенсивной пластической деформации. Эти методы позволяют повысить прочностные характеристики металла за счет уменьшения зерна до мелко- и ультрамелкозернистого состояния [59].

С этой точки зрения метод сварки трением с перемешиванием и образованная от него обработка трением с перемешиванием [61] являются перспективными методами интенсивной пластической деформации наряду с другими, включая равноканальное угловое прессование [62], последовательную роликовую прокатку, в том числе и низкотемпературную прокатку [63, 64], различные виды экструзии, такие как гидростатическая и винтовая экструзия [65, 66], кручение под высоким давлением [67] и другие [44, 69–77]. При этом каждый из этих процессов имеет свои преимущества, определяющие его использование в исследованиях и практике.

За счет интенсивной пластической деформации и фрикционного нагрева в поверхностных слоях, образованных при трении, материал претерпевает значительную фрагментацию и может переходить в ультрамелкозернистое состояние, вследствие чего механизмы деформирования и поведение системы трения в целом изменяются. Один из механизмов образования ультрамелкозернистой структуры поверхностного слоя – это сдвиговая неустойчивость в условиях адгезионного взаимодействия. Это явление состоит в резком переходе к интенсивному пластическому сдвигу при достижении некоторой степени деформации [78].

В таких условиях пластический сдвиг сильно локализован, и деформация протекает с довольно высокой скоростью. Множество таких пластических сдвигов и представляет собой процесс деформации поверхностных слоев. Этот процесс протекает неоднородно как в пространстве, так и во времени. Экспериментально показано, что при трении фрагментация поверхностного слоя быстро переводит этот слой в ультрамелкозернистое, и даже в наноструктурное состояние [79].

При этом, степени деформации превосходят таковые при обычных методах пластической деформации, таких как равноканальное угловое прессование, но толщина таких слоев значительно мала, и получить наноструктурированный материал по объему образца при внешнем трении является невыполнимой задачей [72].

1.7. Особенности сварки трением с перемешиванием термически упрочняемых алюминиевых сплавах

Влияние СТП на структуру и свойства термически упрочняемых алюминиевых сплавов было исследовано в работах [24, 27, 46, 81–129]. Было обнаружено, что ключевыми характеристиками процесса являются частота вращения сварочного инструмента и скорость сварки [85, 88–91].

В частности, было показано, что получение бездефектных СТП соединений возможно только в определенном диапазоне этих параметров [88–91], как показано на рис. 1.6.

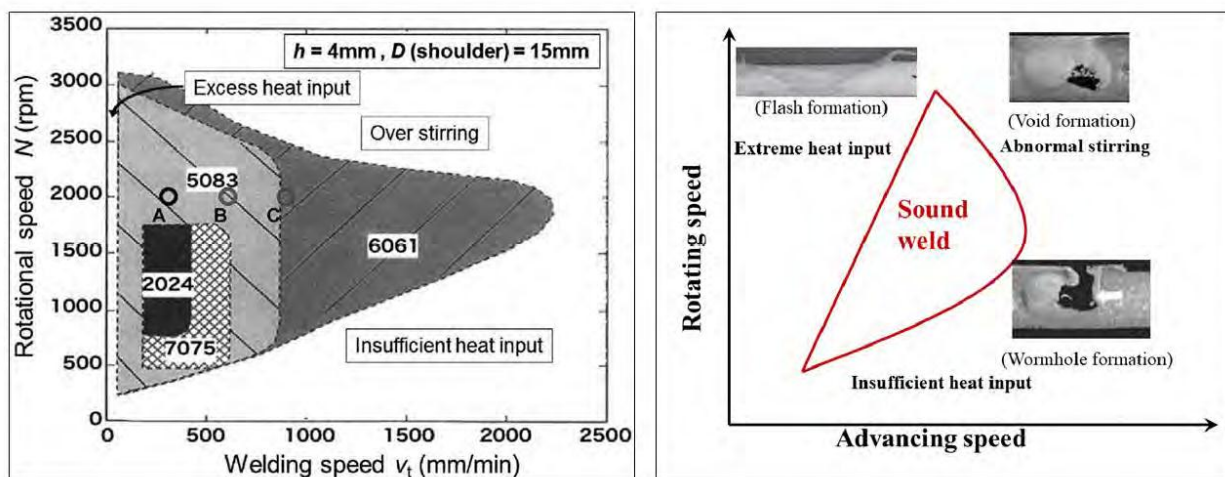


Рисунок 1.6 – Параметры режимов сварки трением с перемешиванием, позволяющих получать соединения без дефектов [88–91]

Также было обнаружено, что увеличение скорости сварки при постоянной частоте вращения инструмента сопровождалось существенным сокращением времени температурного воздействия [84] и значительным уменьшением среднего размера зерен в зоне перемешивания [27]. С другой

стороны, было установлено, что рост частоты вращения инструмента приводит к повышению временного сопротивления и пластичности СТП соединений [82, 83].

Поскольку прочностные характеристики термически упрочняемых алюминиевых сплавов в значительной мере определяются когерентными дисперсоидами, поведение этих частиц в ходе СТП привлекает наиболее пристальное внимание.

Вследствие значительного температурного градиента, присущего СТП, частицы вторичных фаз в свариваемом материале могут претерпевать очень сложные превращения. В частности, в микроструктурных областях, подвергнутых относительно низкотемпературному воздействию (в так называемой зоне термического влияния), обычно наблюдается коагуляция частиц [80, 24, 92–113].

Как правило, это ведет к срыву когерентности на межфазных границах [100, 108, 114] и сопутствующему существенному разупрочнению материала [95–97, 101, 103, 106, 108, 112, 115, 116]. В алюминиевых сплавах 7xxx серии дополнительно может иметь место образование зон, свободных от выделений, вдоль границ зерен [92, 117].

С другой стороны, в микроструктурных областях, нагретых до относительно высоких температур (в так называемой зоне перемешивания), частицы вторичных фаз обычно растворяются, что также обычно ведет к значительной деградации прочности [24, 92–97, 100, 101, 104–109, 111–113, 118–127]. При этом стоит отметить, что, в зависимости от скорости сварки, дисперсоиды могут частично выделиться из твердого раствора в ходе охлаждения материала до комнатной температуры [92, 101, 103, 106–110, 118, 127], способствуя, таким образом, частичному восстановлению прочностных характеристик.

Поскольку материал зоны перемешивания характеризуется повышенным содержанием дефектов кристаллической решетки (в частности, дислокаций и границ зерен и субзерен), выделение частиц обычно

происходит на них, что может вести к существенной неоднородности их распределения [92, 109, 110, 118]. Типичная картина влияния процессов коагуляции и растворения частиц на микротвердость приведена на рис. 1.7.

Среди этих двух процессов, огрубление дисперсоидов в зоне термического влияния считается наиболее существенной проблемой, поскольку в этом случае механические свойства СТП-швов не могут быть восстановлены в ходе послесварочного старения [94, 115]. Именно это нежелательное явление приводит к относительно низкому (~60–75%) коэффициенту прочности СТП-соединений термически упрочняемых алюминиевых сплавов.

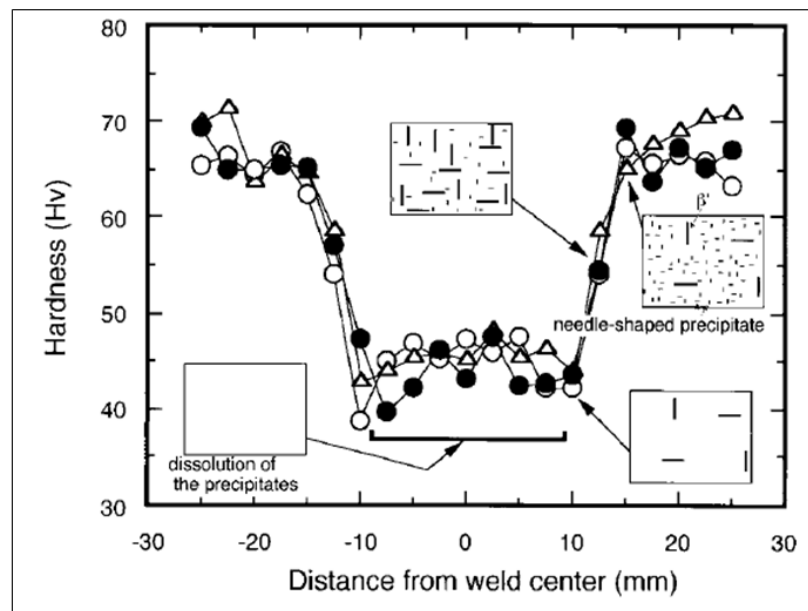


Рисунок 1.7 – Зависимость микротвердости от выделений вторичных фаз в сплаве 6063 после СТП [95]

Ввиду диффузионной природы процесса коагуляции дисперсоидов, его развитие критически зависит от времени температурного воздействия. Таким образом, можно предположить, что сужение термического цикла в ходе СТП может положительно сказаться как на кинетике огрубления частиц вторичных фаз, так и на механических свойствах материала.

В этой связи, было выдвинуто предположение, что получение высокопрочных СТП-швов может быть обеспечено посредством интенсификации процесса растворения частиц в зоне перемешивания при подавлении их коагуляции в зоне термического воздействия. В этом случае термический цикл СТП будет подобен обычной обработке на пересыщенный твердый раствор и, таким образом, восстановления прочностных характеристик швов можно будет добиться посредством обычного послесварочного старения.

1.8. Цель и задачи исследования

Из выполненного литературного обзора можно заключить, что проблема получения высокопрочных неразъемных соединений из алюминиевых сплавов систем Al–Mg и Al–Cu–Mg способом сварки трением с перемешиванием требует дальнейшего развития как в части представлений о механизме формирования структуры зоны перемешивания, так и выборе критериев технологических параметров процесса.

В ряде работ показано, что высоки механические свойства сварных швов достигаются за счет формирования в результате пластического течения материала в зоне вращения сварочного инструмента мелкозернистой структуры. Особенностью образовавшейся структуры является ее слоистый характер, представляющий собой чередование колец металла, разделенных интенсивно травящимися границами.

Подобная слоистая структура наблюдается в поверхностном деформированном слое широкого класса материалов при трении скольжения. Механизм формирования данной структуры до настоящего времени не получил однозначного объяснения, имеются сведения об аналогии его с известными процессами интенсивной пластической деформации. Существенным недостатком сварных соединений, полученных способом сварки трением с перемешиванием, является склонность к образованию

структурных дефектов в виде пустот различного размера, возникающих вследствие нарушения условий перемешивания пластифицированного металла.

Целью диссертационной работы явилось изучение влияния технологии охлаждения в процессе сварки трением на структуру и свойства соединений алюминиевых сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn.

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

1. Установить влияние основных параметров режима сварки трением с перемешиванием на структуру и механические свойства листов алюминиевых сплавов.

2. Провести анализ влияния скорости охлаждения сварного соединения при сварке трением с перемешиванием на средний размер зерна в зоне перемешивания сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn.

3. Выявить влияние технологии охлаждения соединения на механические свойства соединений систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn при нормальной и повышенной температурах.

4. Изучить влияние технологии охлаждения на коррозионную стойкость сварных соединений листов сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn, выполненных сваркой трением с перемешиванием.

5. Разработать технологические рекомендации по выполнению сварки трением с перемешиванием соединений листов алюминиевых сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn.

Глава 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1. Исследуемые материалы

Для проведения исследований использовались листовые полуфабрикаты из перспективных алюминиевых сплава системы Al–Cu–Mg производства АО «Ступинская металлургическая компания» и сплава 1565ч АО "Самарский металлургический завод". Химический состав исследуемых был измерен посредством оптико-эмиссионного анализатора Foundry Master UVR и приведен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Химический состав исследуемых алюминиевых сплавов

Система легирования	Марка сплава	Массовая доля элементов, %									
		Al	Mg	Mn	Be	Ti	Cu	Zn	Cr	Fe + Si	Прочие примеси, сумма
Al–Cu–Mg	–	Осн.	2,0	0,53	0,002	0,09	5,5	0,01	0,01	0,20	0,15
Al–Mg–Mn	1565ч	Осн.	5,87	0,83	0,0005	0,03	0,07	0,81	0,06	0,5	0,10

Толщина, состояние поставки и соответствующие им механические характеристики использованных листовых полуфабрикатов исследуемых сплавов, указаны в таблице 2.2. Листы из сплавов систем Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn поставлялись без технологической плакировки.

Таблица 2.2 – Механические свойства листов из исследуемых алюминиевых сплавов

Сплав	Толщина листа, мм	Состояние поставки	Временное сопротивление σ_B , МПа	Условный текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %
Al–Cu–Mg	4,8	Закалка + естественное старение (Т)	463	337	13,3
Al–Mg–Mn	5,0	Отожженное (М)	359	212	17,6

2.2. Оборудование для получения сварных соединений

Стыковые сварные соединения из листовых полуфабрикатов изготавливали на опытно–промышленных установках ЗАО «Чебоксарское предприятие «Сеспель» с разработанными инструментальной и сборочно–сварочной оснасткой и опытной установке, созданной на базе фрезерного станка с ЧПУ на АО "РСК "МиГ" (рисунок 2.1).



а



б

Рисунок 2.1 – Опытно–промышленная установка ЗАО «Сеспель» и экспериментальный стенд (б) для сварки трением с перемешиванием

Режим сварки трением с перемешиванием (СТП) (частота вращения инструмента, скорость перемещения инструмента, усилие прижима инструмента к свариваемым листам, угол наклона инструмента в плоскости свариваемого стыка) выбирались из условия получения плотного шва без дефектов и несплошностей (таблица 2.3).

СТП осуществляли инструментом в виде державки со сменным наконечником, состоящим из буртика и стержня, на поверхности которого выполнена винтообразная канавка глубиной 0,8 мм. Стержень диаметром 5,0 мм имел высоту 4,8 мм для гарантированного соединения свариваемых листов по всей их толщине. Инструмент был изготовлен из инструментальной стали P18.

Таблица 2.3 – Режимы сварки трением с перемешиванием стыковых соединений исследуемых алюминиевых сплавов

Сплав	Частота вращения инструмента, об/мин	Скорость сварки, мм/мин	Угол наклона инструмента в плоскости стыка (против часовой стрелки), град	Усилие прижатия заплечика инструмента к поверхности заготовок, кН
Al–Cu–Mg	1100	100–450	3	3,2–3,8
Al–Mg–Mn	900	125–350	2,5	2,2–2,8

Для исследования влияния скорости охлаждения на микроструктуру и свойства швов алюминиевого сплава системы Al–Cu–Mg, использовалось три различных значения скоростей сварки: 125, 280 и 450 мм/мин; дальнейшее увеличение скорости сварки приводило к образованию макроскопических дефектов.

Во всех случаях, для описания процесса СТП использовалась система координат, включающая в себя направление сварки (НС), поперечное направление (ПН) и направление нормали (НН) к плоскости образуемой векторами НС и ПН.

Автоматическую аргонодуговую сварку выполняли на автомате марки АДСВ-7 на АО "РСК "МиГ". Подбор режимов сварки был основан на получении сварного соединения с плавными переходами от шва к основному металлу и с полным проплавлением толщины основного металла. При аргонодуговой сварке сплава Al–Cu–Mg использовалась присадочная проволока Св1177 диаметром 2,0 мм. Для сварки сплава 1565ч применялась присадочная проволока СвАМг63. Обе проволоки подвергались операции алмазного выглаживания поверхности, поэтому химического травления их поверхности непосредственно перед сваркой не требовалось.

2.3. Методы исследования физико-механических свойств

2.3.1. Испытания на растяжение

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

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

Скорость нагружения составляла 1 мм/мин. При исследованиях производился отбор участков неразъемного соединения для приготовления образцов для определения механических характеристик на расстоянии 20–30 мм от начала и конца неразъемного соединения в исследуемом образце. Далее на этих участках проводилась вырезка образцов для механических испытаний. При испытаниях на растяжение определялись следующие механические характеристики неразъемных соединений:

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

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

В процессе испытания проводилась запись диаграммы растяжения с определением условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ МПа ($\text{кгс}/\text{мм}^2$), временного сопротивления σ_B МПа ($\text{кгс}/\text{мм}^2$), относительного удлинения δ % в

соответствии с эксплуатационной документацией универсальной испытательной машины.

Так как разрушение образцов сварных соединений при статическом растяжении, как правило, происходит по зоне термомеханического влияния, то для определения временного сопротивления зоны перемешивания (ядро шва), где структура металла однородна вследствие рекристаллизации, были использованы специальные образцы, эскиз которых представлен на рисунке 2.2.

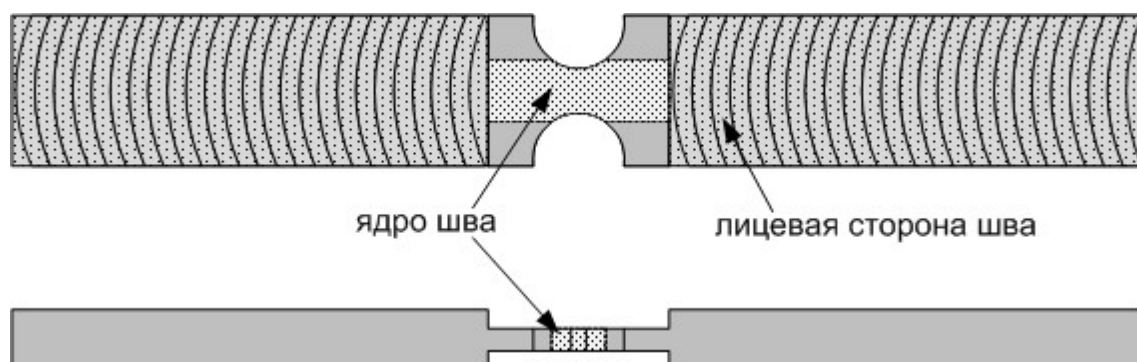


Рисунок 2.2 – Схема вырезки образцов для испытаний из ядра сварного соединения

Образцы в количестве 5 штук для каждого из исследуемых сплавов были вырезаны вдоль и поперек направления сварки, при этом их рабочая часть содержала только зону перемешивания, состоящую из рекристаллизованных зерен.

Определение механических свойств листов при повышенных температурах. Определение механических характеристик листов из сплава 1151 при повышенных температурах проводилось двумя способами:

- по методике, изложенной в [131] (определение σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ в диапазоне температур от 125 °С до 400 °С);

- при условиях определенных исходя из специфики работы материала в конструкции с определением нестандартных характеристик – секундной прочности σ_T и секундной ползучести $\sigma_{0,2/300}$.

Стандартные испытания образцов по [74] проводилось на машине «Schenk Trebel» с датчиком деформации А-25110, при комнатной и повышенных температурах.

При оценке, секундной прочности задавались следующие условия испытания:

- температура испытаний 20, 125, 175, 225, 250, 275, 325, 375 °С;
- скорости нагрева до заданной температуры $2,5 \pm 0,2$ °С/с;
- выдержка образца при температуре – 500 с.;
- длительность разрушения образца – 5 с.

При оценке секундной ползучести ($\sigma_{0,2/300}$) необходимо было определить для вышеперечисленных температур напряжения, которое приводит к остаточной деформации 0,2% за время – 300 с.

Испытания на секундную прочность проводились на сервогидравлической машине МТ8-810 (производство США) с максимальной нагрузкой 5 тонн. Управление обеспечивается компьютерным комплексом с контроллером.

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

В процессе испытания фиксировалась максимальная нагрузка разрушения, что позволяло оценить временное сопротивление при заданной температуре. Условный предел текучести и модуль упругости оценивался по диаграмме «напряжение – деформация». Время нагрева образцов до температуры испытаний приведено в таблице 2.4.

Таблица 2.4 – Время нагрева образцов сплава системы Al–Cu–Mg до температуры испытаний

Температура испытаний, °С	Время нагрева, с
125	40
175	60
225	80
250	90
275	100
325	125
375	145

В процессе испытания на секундную ползучесть фиксировалось деформация образца при постоянной нагрузке и температуре. Остаточная деформация или деформация ползучести определялась как разница между деформацией на 1-й секунде выхода нагрузки на постоянный режим и 500-й секунде нагружения.

2.3.2. Испытания на статический изгиб

Испытания на статический изгиб проводились для определения способности сварного соединения выдерживать заданную пластическую деформацию или для оценки предельной пластичности металла при изгибе. Предельная пластичность характеризуется углом изгиба α (рисунок 2.3) до образования первой трещины [130].

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

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

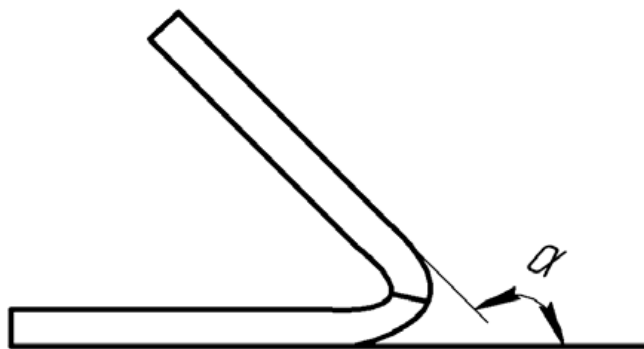


Рисунок 2.3 – Схема определения угла изгиба сварного соединения

2.3.3. Исследование твердости различных зон сварного соединения

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

Измерение твердости. Метод измерения твердости металлов по Бринеллю регламентирует ГОСТ 9012–59 (в редакции 1990 г.) Сущность метода заключается во вдавливании шарика (стального или из твердого сплава) в образец (изделие) под действием нагрузки, приложенной перпендикулярно поверхности образца в течение определенного промежутка времени и измерении диаметра отпечатка после снятия нагрузки. Метод используется при измерении твердости относительно мягких материалов (незакаленной стали, чугуна, цветных металлов и их сплавов). При использовании в качестве индентора стального шарика твердость обозначается как НВ для металлов с твердостью до 450 единиц и как НВW с твердостью не более 650 единиц при использовании шарика из твердого сплава. Метод Бринелля не рекомендуется применять для черных металлов с твердостью более 450 единиц, для цветных металлов – более 200 единиц.

2.4. Рентгеновская дефектоскопия

Первичный контроль сварных соединений выполняли с помощью рентгеновского источника типа ICM CP 120 и цифрового приемника Teledyne Dalsa 6K. Для радиографического анализа дефектов сварного шва использовали рентгеновский монитор ФИЛИН 1010 производства компании «Тестрон», г. С–Петербург. Для регистрации рентгеновского излучения использовался плоскопанельный цифровой детектор Teledyne DALSA с размером входного окна 100x100 мм и разрешением 2048 x 2048 пикселей. Размер элемента изображения (пикселя) детектора составлял 48 микрометров. В отличие от рентгеновской пленки, использование цифрового детектора позволяло получать позитивное изображение объекта непосредственно после окончания экспонирования и сохранять его в виде файла в графическом формате для последующей обработки.

Экспозиция осуществлялась с помощью компактного источника рентгеновского излучения ICM CP120. Расстояние от окна рентгеновского источника до образца составляло 600 мм, до детектора 630 мм, т.е. съемка велась практически без геометрического увеличения.

2.5. Методы исследования структуры сварных соединений

Металлографические исследования проводились на полированных травленных шлифах. Для их приготовления из типового места неразъемного соединения вырезался образец при помощи искровой резки. Схема образцов представлена на рисунке 2.4.

После вырезания образцы монтировались в винтовые зажимы и шлифовались на шлифовальных бумагах с корундовым абразивом зернистостью от 400 до 2000. Начиная с зернистости 1000, производилось мокрое шлифование. Полирование шлифов производилось на сукне с алмазной пастой АСМ 1/0 НОМГ 5,00 ст.

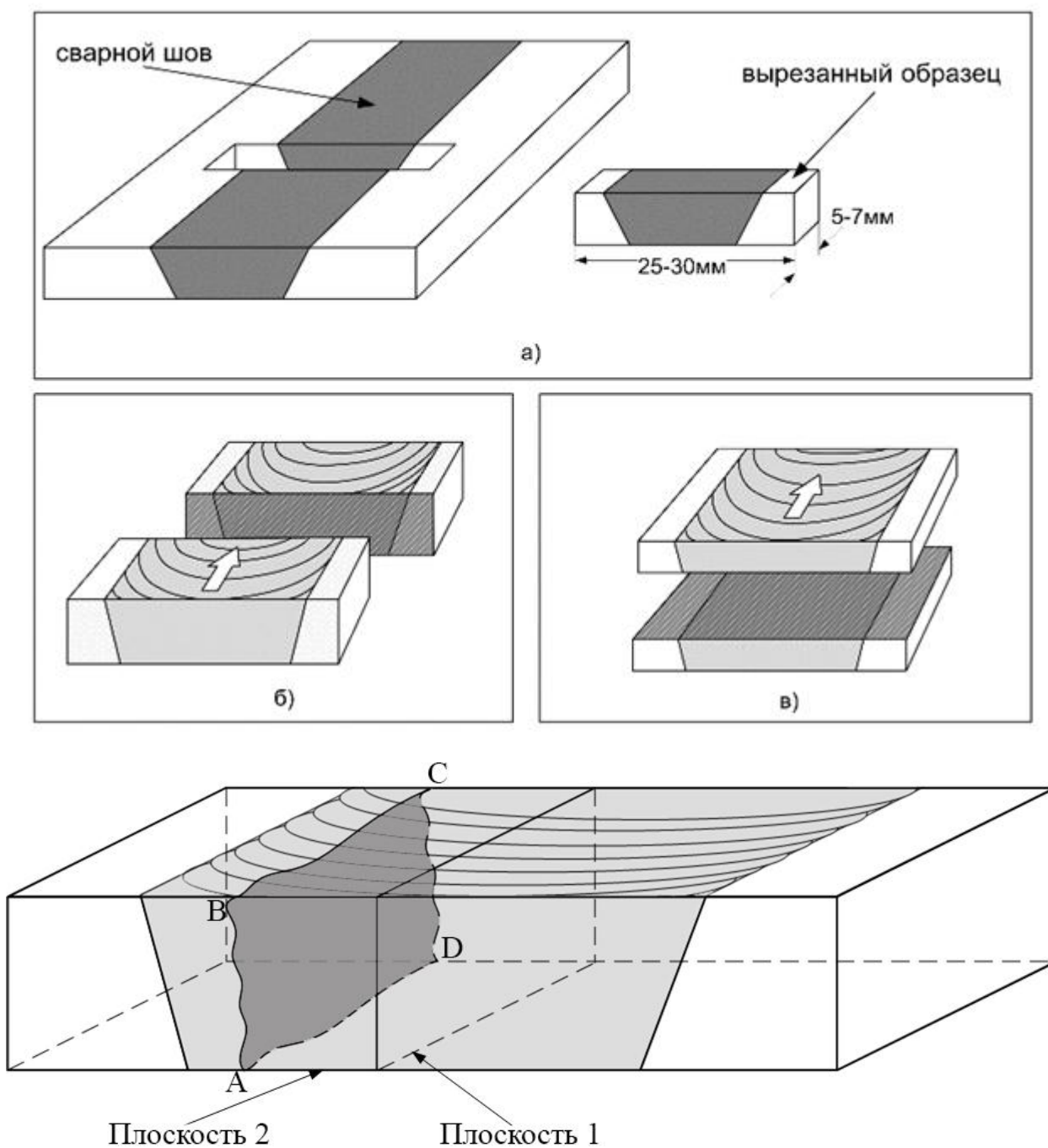


Рисунок 2.4 – Схема вырезки образцов для исследования структуры сварных соединений: а–в – образцы для металлографических исследований сварных соединений в поперечном сечении; ABCD – область фрактографических исследований

Для выявления особенности зеренной структуры неразъемных соединений проводились металлографические исследования при помощи средств световой микроскопии. Использовался оптический металлографический микроскоп Альтами МЕТ-1С при увеличениях 50-1000.

Для подсчета среднего размера зерна использовались два метода согласно ГОСТ 5639-82 [132] – метод секущих и планиметрический метод.

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

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

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

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

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

Для проведения исследований посредством ориентационной микроскопии использовались растровые электронные микроскопы FEI Quanta 200 3D и FEI Quanta 600, оснащенные системами анализа структуры кристаллических материалов методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). Для получения и анализа EBSD данных использовалось программное обеспечение TSL OIM. Во всех случаях ускоряющее напряжение составляло 30 кВ. Анализ результатов осуществлялся при помощи пакета программ обработки EBSD данных Channel 5 разработки Oxford Instruments. Размер области сканирования составлял площадь размером 120x120 мкм, шаг сканирования – 0,4 мкм. За зерно принимали область, окруженную большеугловыми границами, т.е. значение предельного угла задавали 15°. Размер зерна рассчитывали как диаметр круга, площадь которого соответствует площади зерна.

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

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

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

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

Для определения геометрических параметров структурных элементов и изучения рельефа поверхности использовали метод АСМ “Grand Analysis”. В этом случае каждый структурный элемент на поверхности (граница зерна, включения), пересекаемый секущей плоскостью ($Z = \text{const.}$), интерпретировался как отдельная зона в виде окружности. Анализ образцов производили на приборе Solver PH47–PRO, изготовленном ЗАО «Нанотехнология–МДТ», Зеленоград, Россия.

2.6. Измерение температуры металла в зоне перемешивания

Для определения температуры нагрева металла в зоне формирования шва при сварке трением с перемешиванием было проведено исследование зависимости термического цикла от основных параметров режима сварки. Схема установки термопар приведена на рисунке 2.5.

Расчётная толщина слоя материала пластины между стержнем и термопарой составляла не более 100–150 мкм. Такое положение позволяло измерять температуру максимально близко к зоне перемешивания без опасности разрушения термопары. Инструментальная погрешность измерений составляла не более ± 2 °С.

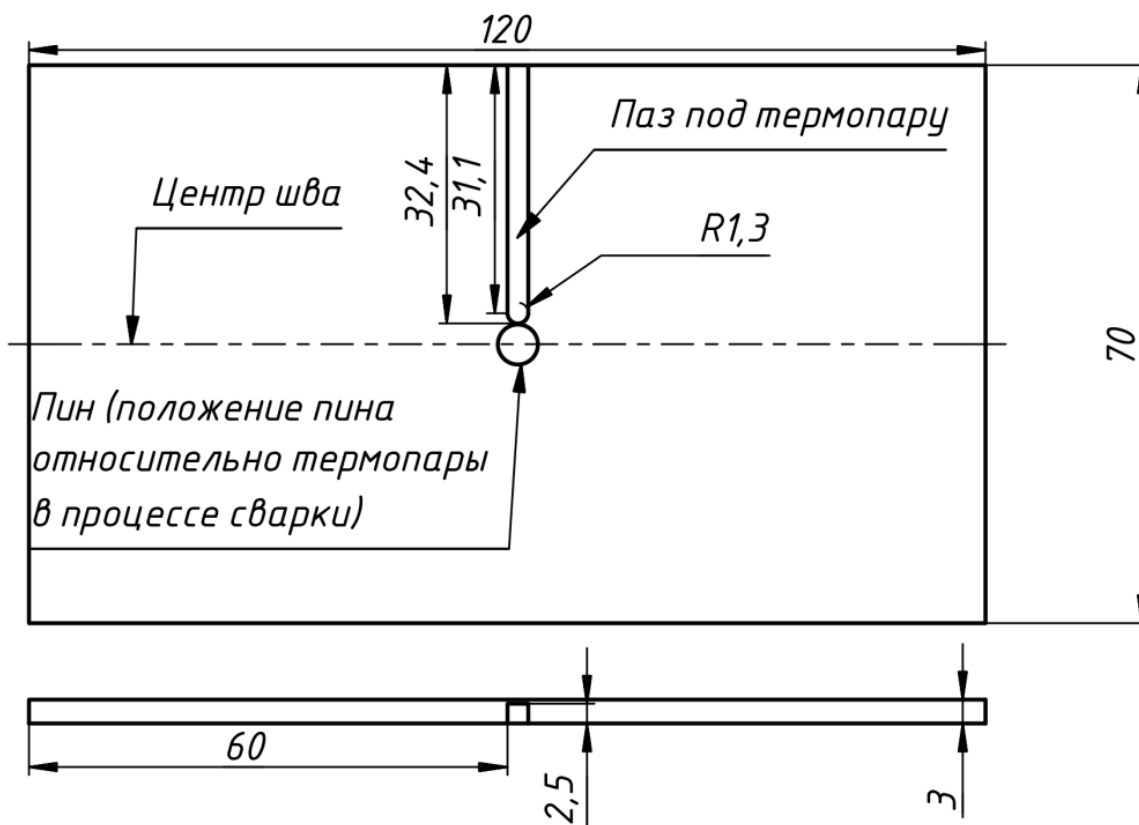


Рисунок 2.5 – Схема установки термопары для измерения температуры в зоне перемешивания при СТП сплава системы Al–Cu–Mg

2.7. Измерение внутренних напряжений

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

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

Для оценки склонности к межкристаллитной коррозии листовых полуфабрикатов из алюминиевых деформируемых сплавов и их сварных соединений проводились испытания, по методике, изложенной в работе [136].

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

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

Глава 3. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЛИСТОВ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ

Al–Cu–Mg И Al–Mg–Mn

3.1. Получение сварных соединений листов сплавов Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn методом аргонодуговой сварки

При изготовлении конструкций из алюминиевых сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn предусматривается использование широкого спектра технологических процессов: механическая обработка, гибка, формообразование. При сборке отдельных узлов и конструкций в целом предусмотрено применение сварки плавлением. В связи с этим возникла задача изучения свариваемости указанных выше сплавов и разработка технологии выполнения сварных соединений.

Склонность исследуемых алюминиевых сплавов к образованию горячих трещин определяли по крестовой пробе и по пробе МВТУ.

Автоматическую аргонодуговую сварку осуществляли на установке для сварки протяженных прямолинейных стыков с присадочной проволокой и на переменном токе на скорости 18 м/ч. Перед выполнением сварки зона шириной 15 мм с лицевой и обратной стороны соединения подвергались зачистке шабером до металлического блеска. Для формирования проплава использовалась подкладка из нержавеющей стали с отверстиями для подачи аргона.

Оценка склонности исследуемых сплавов к образованию кристаллизационных трещин по методике МВТУ на образцах с надрезом при автоматической аргонодуговой сварке без присадки показала, что склонность к образованию горячих трещин сплава системы Al–Cu–Mg несколько выше, чем для сплава 1565 системы Al–Mg–Mn. Данные по длине трещин в зависимости от ширины образцов представлены на рисунке 3.1.

Наиболее высокая склонность к образованию кристаллизационных трещин при сварке у сплава системы Al–Cu–Mg проявляется при ширине образца 80 мм.

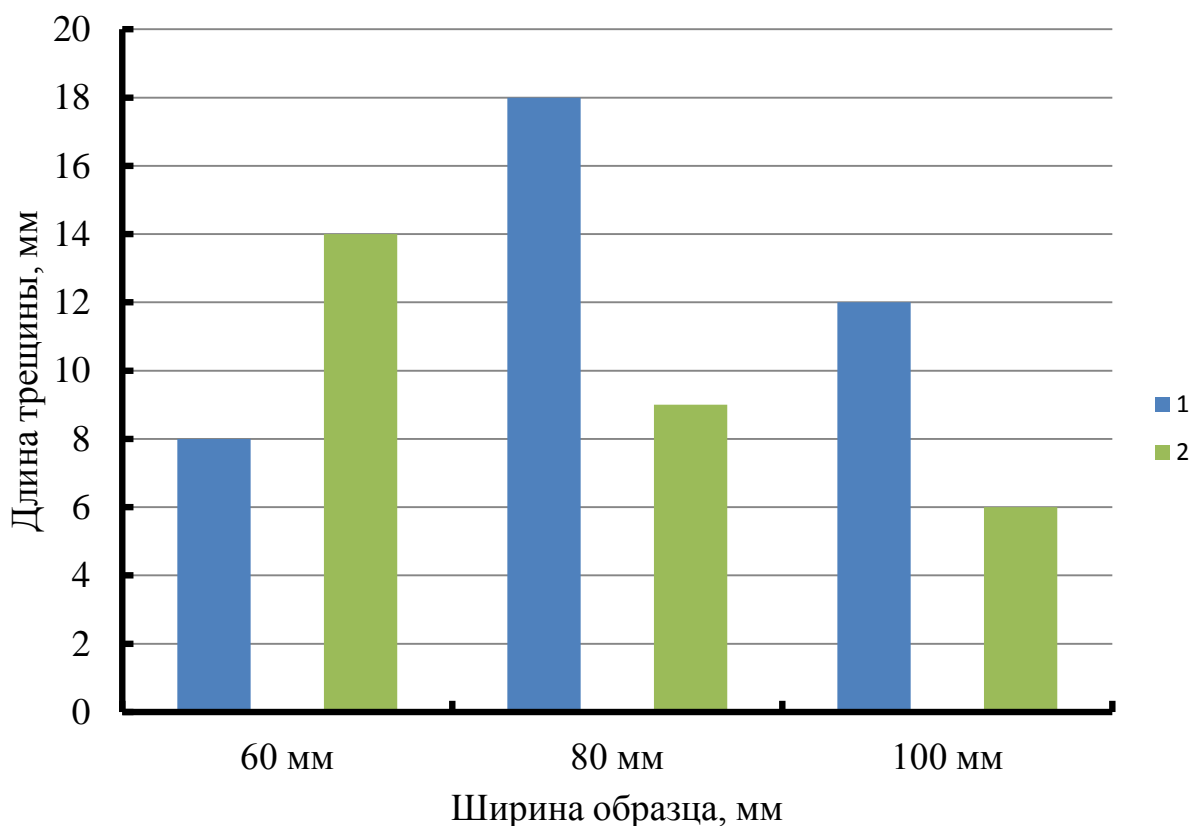


Рисунок 3.1 – Склонность сплавов систем Al–Cu–Mg (1) и Al–Mg–Mn (2) к образованию горячих трещин при сварке по методике МВТУ (сварка автоматическая аргодуговая без присадки) [137]

Анализ рентгенограмм сварных соединений сплава системы Al–Cu–Mg показал, что они обладают малой склонностью к формированию пор в сварных соединениях. Это явление связано со спецификой строения оксидной пленки на сплавах системы Al–Cu–Mg и малым объемом адсорбированной влаги в структуре оксидной пленки.

Были выбраны несколько экспериментальных режимов сварки, отличающиеся величиной тока сварочной дуги и скорости сварки. На каждом из режимов сваривались по десять образцов. Параметры экспериментальных режимов приведены в таблицах 3.1 и 3.2.

Таблица 3.1 – Экспериментальные режимы автоматической аргодуговой сварки листов из сплава системы Al–Cu–Mg

Толщина листа, мм	Состояние	Номер режима сварки	Ток дуги $I_{св}$, А	Скорость сварки $V_{св}$, м/ч
4,8	Закалка + естественное старение	1	180–200	8
		2	220–245	12
		3	260–290	16

Таблица 3.2 – Экспериментальные режимы автоматической аргодуговой сварки листов из сплава 1565ч системы Al–Mg–Mn

Толщина листа, мм	Состояние	Номер режима сварки	Ток дуги $I_{св}$, А	Скорость сварки $V_{св}$, м/ч
5,0	Отжиг	5	190–215	8
		6	220–235	12
		7	245–270	14

Влияние тока дуги и скорости сварки на значение временного сопротивления сварных соединений представлено в таблице 3.3.

Таблица 3.3 – Механические свойства сварных стыковых соединений листов сплавов Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn, выполненных автоматической аргодуговой сваркой

Сплав	Номер режима сварки	Состояние поставки	Среднее значение временного сопротивления σ_B , МПа	Коэффициент прочности сварного соединения
Al–Cu–Mg	1	Закалка + естественное старение	277	0,6
	2		361	0,78
	3		334	0,72
Al–Mg–Mn	4	Отжиг	323	0,90
	5		334	0,93
	6		337	0,94

При испытаниях на статическое растяжение разрушение сварных соединений исследуемых сплавов происходило по зоне термического влияния.

Из данных, приведённых в таблице 3.3, следует, что наиболее рациональным режимом для сварки встык листов из сплава системы Al–Cu–Mg толщиной 4,8 мм является режим 2, так как при таких параметрах сварное соединение имеет наибольшее значение временного сопротивления.

Для сплава 1565ч системы легирования Al–Mg–Mn наблюдается иная тенденция, заключающаяся в повышении значения временного сопротивления с увеличением скорости сварки. При этом коэффициент прочности сварных соединений данного сплава находится на уровне 0,90–0,94.

Механические свойства сварных соединений исследуемых сплавов, выполненные автоматической аргодуговой сваркой на оптимальном режиме приведены в таблице 3.4.

Таблица 3.4 – Механические свойства сварных соединений алюминиевых сплавов Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn, выполненных автоматической аргодуговой сваркой на оптимальных режимах

Временное сопротивление σ_B , МПа			Угол изгиба α , град.		Ударная вязкость КСУ, Дж/см ²		
Основной металл	Сварное соединение				Основной металл	Сварное соединение	
	С выпуклостью и проплавом	Металл шва	Основной металл	Сварное соединение		Основной металл	по шву
Сплав системы Al–Cu–Mg							
463	361	288	66	28	15	6,5	3,7
Сплав системы Al–Mg–Mn							
359	337	239	152	168	18,5	8,7	7,2

Проводился анализ макро- и микроструктуры сварных соединений из листовых полуфабрикатов сплавов систем Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn.

Алюминиевый сплав системы Al–Cu–Mg, как и сплав Д16, являются термически упрочняемыми. Для сварки по экспериментальным режимам использовались листы из сплава системы Al–Cu–Mg в закалённом и естественно состаренном состоянии (Т).

При сварке плавлением термически упрочняемых алюминиевых сплавов в зоне термического влияния происходят процессы, ухудшающие свойства сварного соединения. В зоне термического влияния имеются участки металла с различной степенью распада твердого раствора и коагуляции упрочняющих фаз.

Также в работах [138–140] установлено, что независимо от способа сварки и исходного состояния металла в непосредственной близости от шва наблюдается зона оплавления границ зерен. Ширина зоны оплавления зависит от способа и режима сварки. Распределение эвтектики в этой зоне изменяется в зависимости от исходного состояния сплава. В сварных соединениях, полученных при сварке листов сплава Д16 в закаленном состоянии, эвтектика располагается в виде сплошной прослойки вокруг зерен. Появление жидких прослоек между зернами снижает механические свойства металла в нагретом состоянии и способствует образованию кристаллизационных трещин.

В структуре сплава системы Al–Cu–Mg эвтектика по границам зерен выделяется в небольших количествах, что обусловлено химическим составом сплава.

На рисунке 3.2 представлена фотография макроструктуры сварного соединения листов из сплава системы Al–Cu–Mg, полученного автоматической аргодуговой сваркой. Анализ макроструктуры сварного шва показал, что она плотная, без трещин и несплошностей. Структура металла сварного шва мелкозернистая, дезориентированная, что характерно

для случая быстрой кристаллизации расплавленного металла при охлаждении.

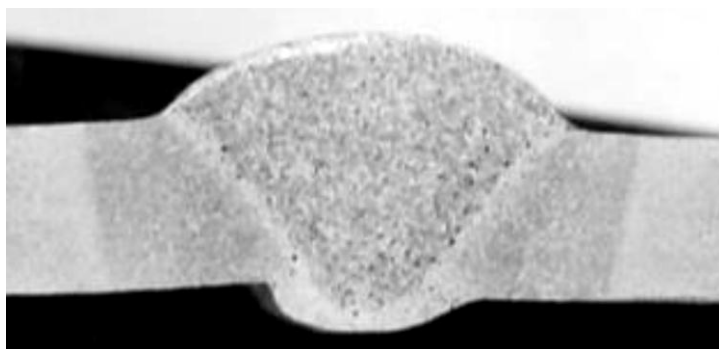
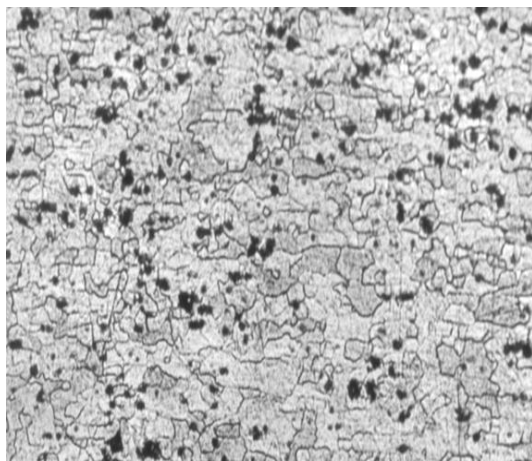
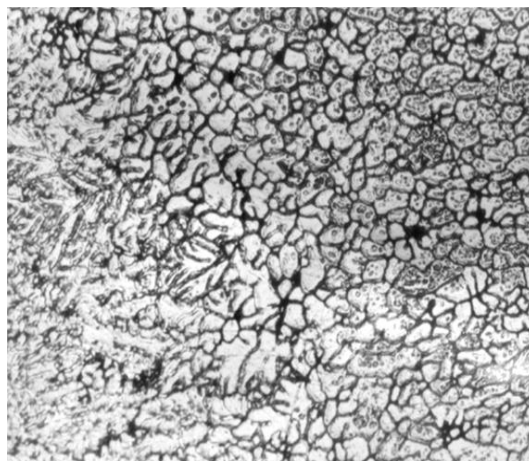


Рисунок 3.2 – Макроструктура сварного соединения листов сплава системы Al–Cu–Mg толщиной 4,8 мм, выполненного автоматической аргодуговой сваркой (x2,5)

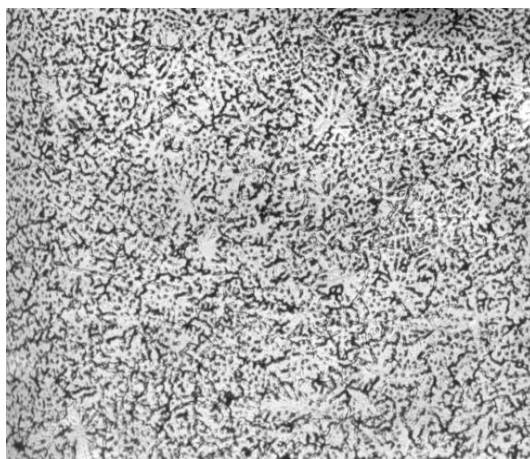
На рисунке 3.3 приведены фотографии микроструктуры в различных зонах сварного соединения листовых полуфабрикатов из сплава 1151 полученного автоматической аргодуговой сваркой.



а



б



В

Рисунок 3.3 – Микроструктура различных зон сварного соединения листов сплава системы Al–Cu–Mg, выполненных автоматической аргодуговой сваркой на режиме 2:

a – основной металл; *б* – зона сплавления; *в* – шов (x200)

Структура исходного листа из сплава системы Al–Cu–Mg в закаленном и естественно состаренном состоянии (рисунок 3.3, *a*) состоит из твердого раствора легирующих элементов в алюминии, крупных выделений первичных фаз и мелких дисперсных выделений упрочняющих фаз, неразличимых при данном увеличении.

Соотношение Cu:Mg в исследуемом составляет 2,75. В соответствии с содержанием легирующих элементов сплав системы Al–Cu–Mg располагается в концентрационном треугольнике системы Al–Cu–Mg правее квазибинарного разреза $\alpha+S$, поэтому в структуре исследуемого сплава практически отсутствует фаза $\theta(\text{CuAl}_2)$ -фаза. $\theta(\text{CuAl}_2)$ -фаза участвует в образовании легкоплавкой эвтектики $\alpha + \theta(\text{CuAl}_2) + S(\text{Al}_2\text{CuMg})$, которая локализуется в околошовной зоне по границам зерен. Легкоплавкая эвтектика вызывает образование кристаллизационных трещин при сварке плавлением, что приводит к значительному снижению прочности сварных соединений.

Анализ микроструктуры зоны сплавления (рисунок 3.3, *б*) показывает, что не наблюдается интенсивного оплавления границ зерен и вероятность

возникновения кристаллизационных трещин в зоне термического влияния сварного соединения не велика.

В зоне термического влияния сварного соединения сплава системы Al–Cu–Mg наблюдается зона рекристаллизованного зерна. В процессе сварки в этой зоне произошло растворение интерметаллидов в твердом растворе т.к. их содержание там меньше по сравнению с основным металлом.

Микроструктура шва сильно измельчена (рисунок 3.3, в) вследствие повышенного содержания модификаторов в присадочной проволоке Св1177.

На рисунке 3.4 представлен график зависимости микротвердости от расстояния до центра сварного шва.

Из графика на рисунке 3.4 следует, что с увеличением расстояния от центра сварного шва, где микротвёрдость составляет 80–100 HV_{0,5}, величина её возрастает до 130–150 HV_{0,5}. В зоне термического влияния (ЗТВ) на расстоянии 6–11 мм от центра сварного шва наблюдается провал микротвердости, объясняющийся тем, что в этой зоне температура нагрева достигает закалочной температуры (происходит перекалка сплава), при этом растворяются все упрочняющие дисперсоиды, что и приводит к снижению микротвёрдости.

Исследования микроструктуры сварных соединений листов из системы Al–Cu–Mg показали, что в зоне термического влияния и в зоне сплавления наблюдаются признаки пережога при выполнении сварки на режиме 1, что определялось по наличию пор, утолщения границ зерен и выделениям оплавленной эвтектики (рисунок 3.5).

На рисунке 3.6 представлена зависимость временного сопротивления сварных соединений листов сплава системы Al–Cu–Mg толщиной 5 мм от температуры испытаний. Анализ указанного рисунка позволяет заключить, что сварные соединения сплава системы Al–Cu–Mg сохраняют достаточную прочность при нагреве до температуры 300–350 °С. Дальнейшее увеличение температуры испытаний сопровождается значительным уменьшением

предела прочности сварного соединения, хотя вплоть до температуры нагрева 450 °С он еще сохраняет существенную величину [149, 150, 154].

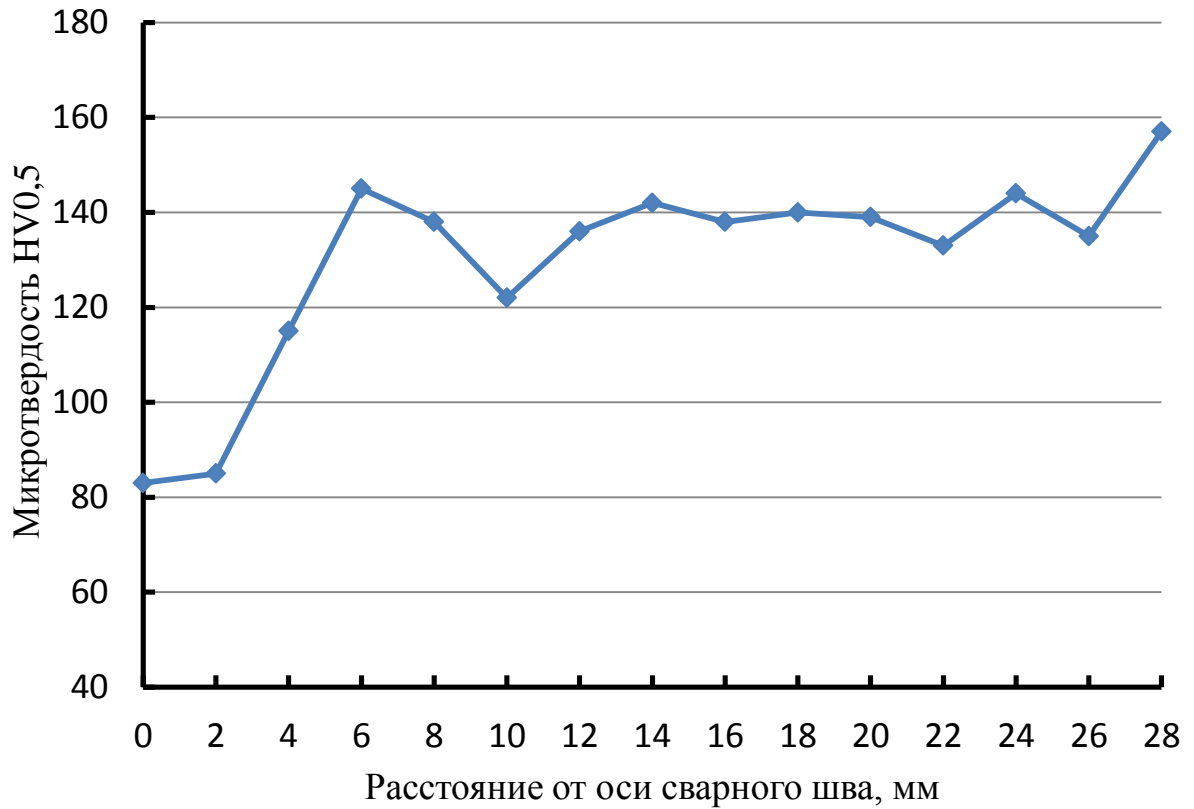


Рисунок 3.4 – График зависимости микротвердости от расстояния до центра сварного шва при сварке листов из сплава системы Al–Cu–Mg

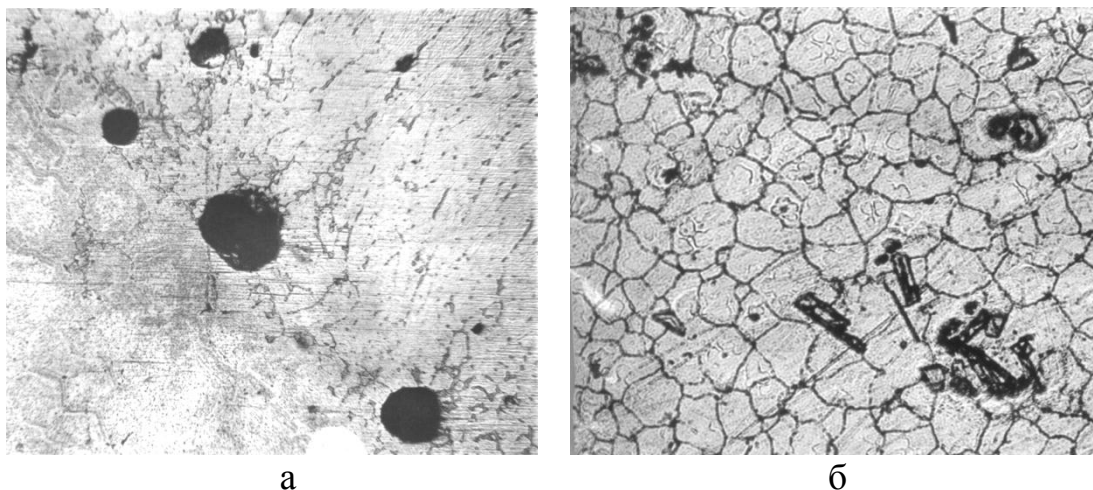


Рисунок 3.5 – Пережог структуры сплава системы Al–Cu–Mg в зоне термического влияния (x317) при сварке на режиме 1: а – поры в зоне сплавления; б – утолщение границ зерен и выделения эвтектики

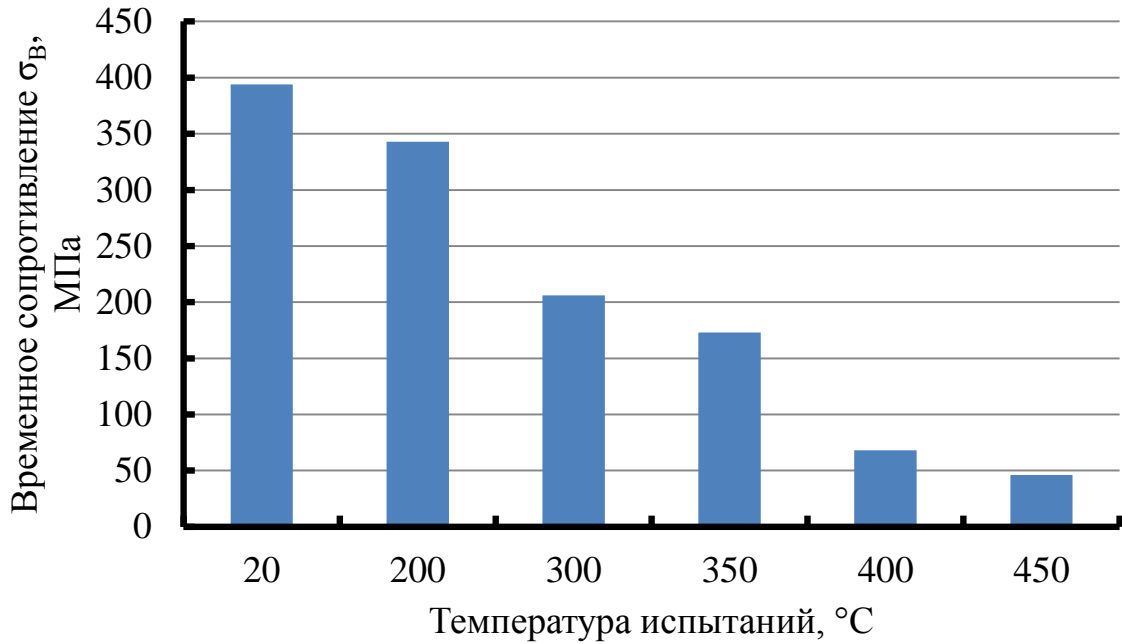


Рисунок 3.6 – Зависимость временного сопротивления сварных соединений листов сплава системы Al–Cu–Mg толщиной 5 мм от температуры испытаний

На рисунке 3.7 приведены фотографии макроструктуры сварных соединений листовых полуфабрикатов из сплава 1565ч в отожженном состоянии, полученных автоматической аргонодуговой сваркой.



Рисунок 3.7 – Макроструктура сварного соединения сплава 1565ч (x6), выполненного автоматической аргонодуговой сваркой с присадочной проволокой СвАМг63

Структура сварных швов на рисунке 3.7 плотная, трещины и поры отсутствуют. Отчётливо видны зона сварного шва, переходная зона и зона основного металла [150].

На рисунке 3.8 приведены микроструктура шва, зоны сплавления и основного металла сварного соединения сплава 1565ч в отожженном состоянии.

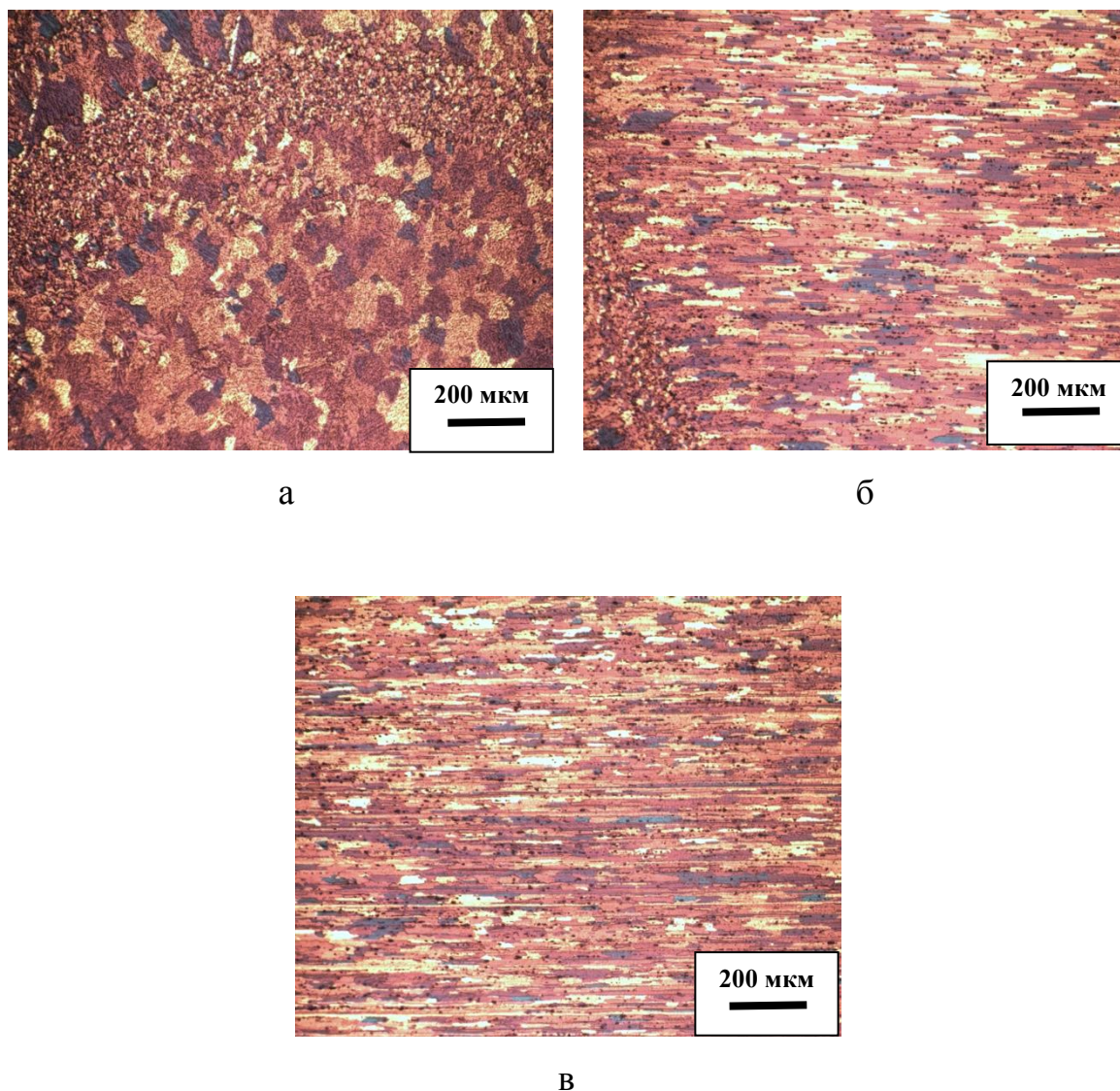


Рисунок 3.8 – Микроструктура различных зон сварного соединения листов сплава 1565ч системы Al–Mg–Mn, выполненных автоматической аргонодуговой сваркой:

а – шов; *б* – зона сплавления; *в* – основной металл

В микроструктуре листов сплава 1565ч в отожжённом состоянии наблюдается ярко выраженная вытянутая в направлении прокатки нерекристаллизованная структура.

В зоне сварного шва (рисунок 3.8, а) наблюдается литая структура, характерная для случая быстрого затвердевания объёма расплавленного металла. Видны крупные частицы первичных фаз, дендритная структура не выражена. В зоне сплавления (рисунок 3.8, б) наблюдается плавный переход от исходной нерекристаллизованной структуры с мелкодисперсными структурными составляющими к более грубой литой структуре.

На рисунке 3.9 представлены графики зависимости микротвёрдости от расстояния до центра сварного шва из листов сплава 1565ч в отожжённом состоянии.

Микротвёрдость в сварном шве из отожжённых листов сплава 1565ч растёт с увеличением расстояния от центра сварного шва. Зоны провала микротвердости, характерной для сварных соединений термически упрочняемых алюминиевых сплавов, не наблюдается.

Равномерное увеличение микротвердости от центра сварного шва до зоны основного металла, без значительных провалов, с общим разбросом в 30–40 HV 0,5 свидетельствует о том, что в зоне термического влияния процессы рекристаллизации и укрупнения размеров дисперсных выделений не приводят к значительным изменениям механических свойств. Всё указанное выше способствует получению сварных соединений с низким уровнем ослабления материала сварного шва.

Таким образом, сварные соединения из листовых полуфабрикатов сплава 1565ч, выполненные аргонодуговой сваркой, имеют механические характеристики превышающие аналогичные характеристики сварных соединений из листов сплава АМг5, их геометрические параметры и структура удовлетворяют требованиям отраслевых стандартов к сварным соединениям из листов сплава АМг5.

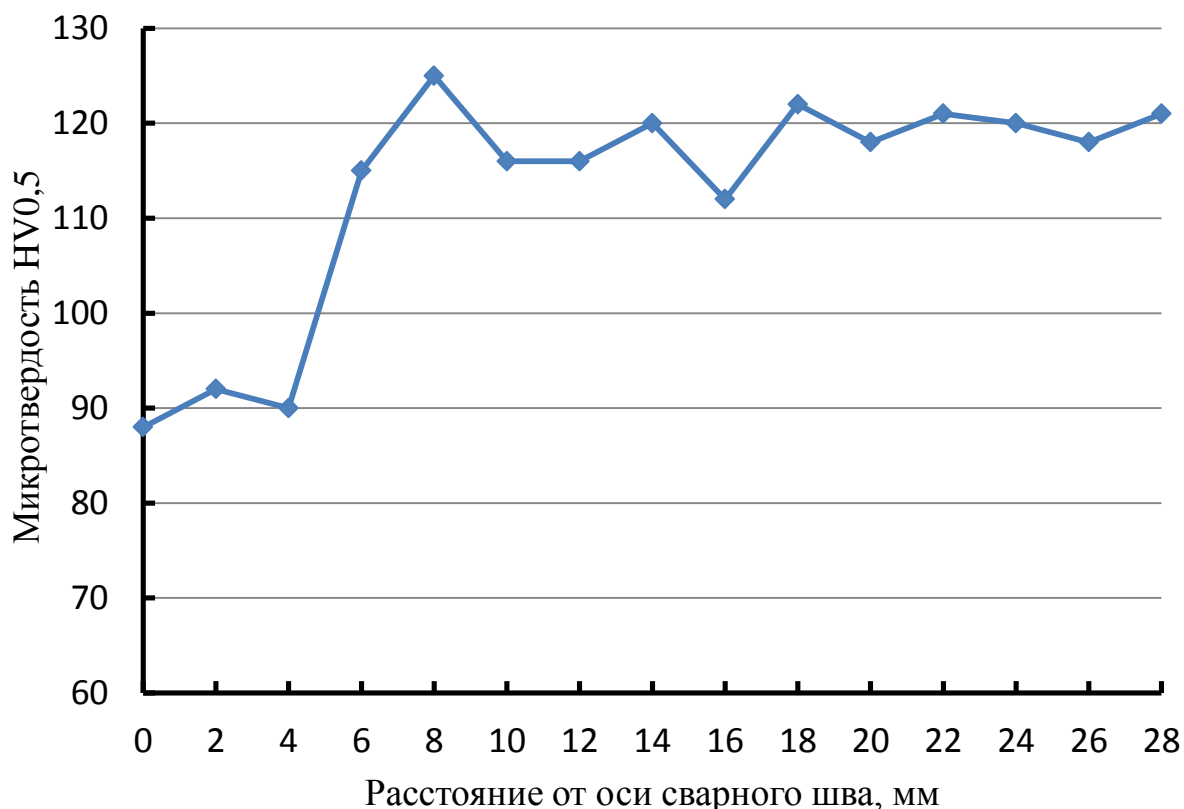


Рисунок 3.9 – График зависимости микротвердости от расстояния до центра сварного шва при сварке листов из сплава 1565ч системы Al–Mg–Mn

Получены механические свойства сварных соединений сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn, которые будут служить базой сравнения для соединений исследуемых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием.

3.2. Формирование структуры сварных соединений листов сплавов Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn при сварке трением с перемешиванием

Образование соединения при сварке трением с перемешиванием происходит в результате перемещения пластифицированного металла в ограниченном объеме при избыточном давлении способствует дроблению зерен, увеличению объемной доли границ зерен в структуре и фрагментации интерметаллидных фаз.

Стыковые сварные соединения из листовых полуфабрикатов из исследуемых сплавов представляли собой пластины, соединенные сваркой трением с перемешиванием, толщиной 4,8–5 мм и шириной 200 мм. Длина сварных соединений составляла 500 мм (рисунок 3.10).

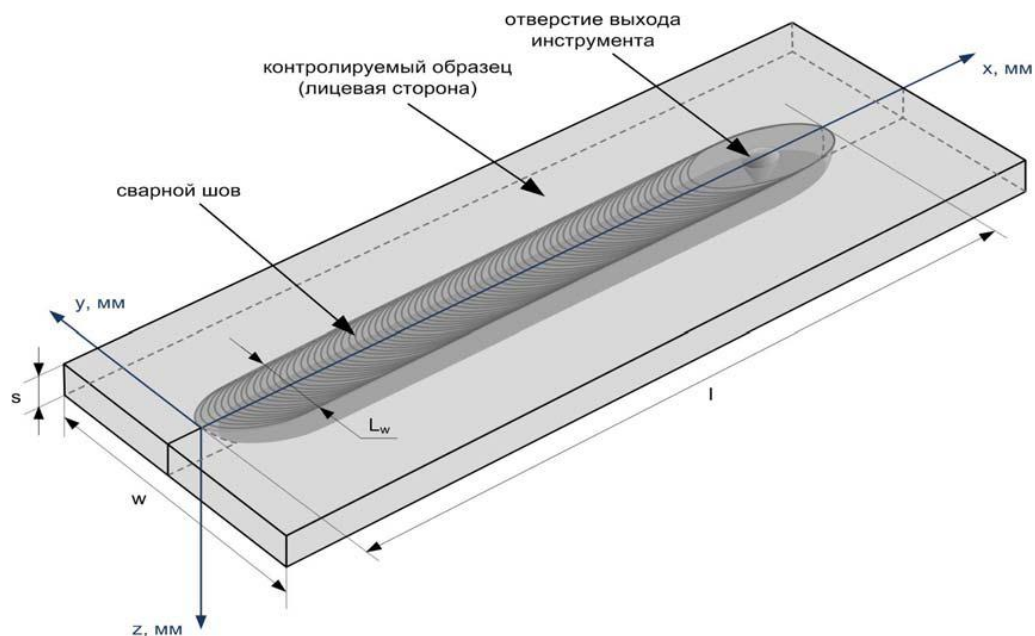
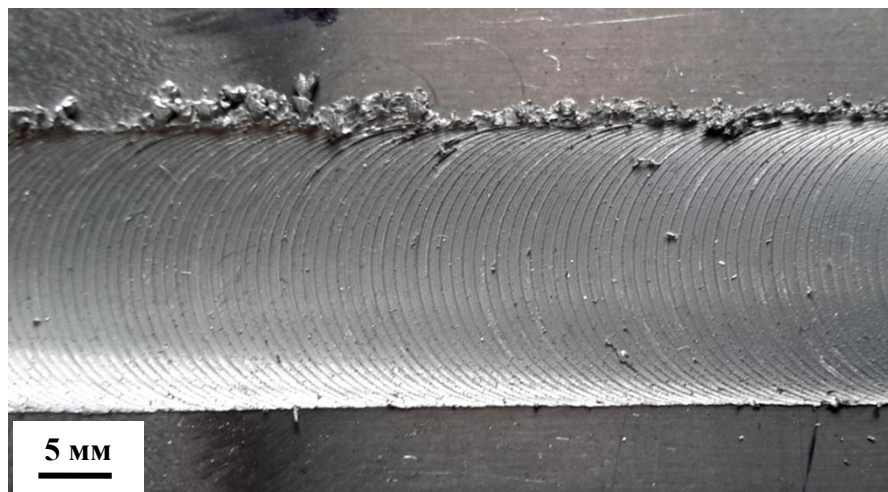
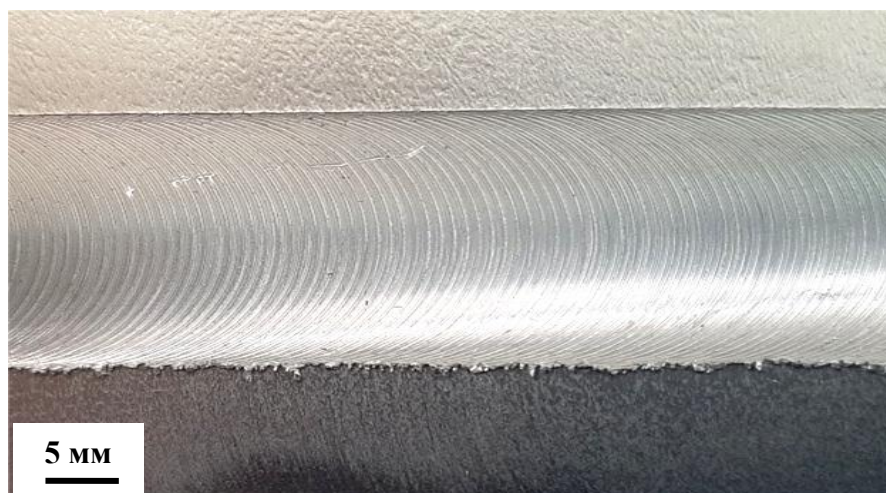


Рисунок 3.10 – Схематическое изображение образца сварного соединения пластин исследуемых алюминиевых сплавов

На рисунке 3.11 представлен внешний вид с лицевой стороны сварных соединений листов сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn, выполненных сваркой трением с перемешиванием.





б

Рисунок 3.11 – Внешний вид швов с лицевой стороны, полученных сваркой трением с перемешиванием на сплаве системы Al–Cu–Mg (а) и Al–Mg–Mn (б)

Можно отметить, что на лицевой стороне сварного шва наблюдается формирование периодического рельефа, наличие которого является особенностью внешнего вида швов, полученных сваркой трением с перемешиванием. В то же время лицевая поверхность шва на сплаве системы Al–Cu–Mg отличается большей шероховатостью и наличием небольшого грата на стороне набегания рабочего инструмента (рисунок 3.11, а) [148].

При изменении скорости подачи инструмента при одной и той же частоте его вращения наблюдали изменение расстояние между кольцами.

Сварка опытных образцов осуществлялась по четырем заданным режимам, при этом варьировались такие параметры сварочного процесса как: частота вращения рабочего инструмента, скорость движения инструмента относительно стыка свариваемых заготовок (скорость подачи), усилие прижима инструмента к свариваемым пластинам сплава 1565ч (таблица 3.5).

Внешний осмотр полученных образцов не выявил каких-либо дефектов, однако при рассмотрении кольцевого рельефа сварных швов, полученных при разных режимах сварки, было отмечено, что расстояние между кольцами не было одинаковым. Известно, что наличие на лицевой стороне сварного шва периодического рельефа является характерной

особенностью внешнего вида сварных швов, полученных способом сварки трением с перемешиванием.

Таблица 3.5 – Параметры режимов сварки трением с перемешиванием листов сплава системы Al–Cu–Mg

Номер режима сварки	Усилие прижима инструмента Р, Н	Частота вращения инструмента ω , об/мин	Скорость подачи $V_{св}$, мм/мин	Коэффициент тепловложения η
1	25000	800	250	0,31
2	25000	600	250	0,41
3	21000	500	175	0,35
4	16000	600	175	0,29

При изменении скорости подачи инструмента при одной и той же частоте его вращения наблюдали изменение расстояние между кольцами. На рисунке 3.12 приведены макрофотографии периодического рельефа, сформировавшегося при различных скоростях подачи инструмента. Хорошо видно, что расстояние между кольцами увеличивается с увеличением скорости подачи (скорости сварки).

Подобный результат, уже обсуждался в литературе, например в работе [141] было показано, что расстояния между кольцами (полосами луковичной структуры), четко зависят от частоты вращения инструмента. Таким образом, дисперсность микроструктуры сварного шва может регулироваться при помощи изменения этого параметра сварки. Чем меньше это расстояние, тем более однородной будет структура формирующегося шва.

Однако, как отмечено в [141], эта специфика влияния параметров режима сварки на микроструктуру и прочность шва еще в достаточной мере не изучена. Так, в работе [142] сделано предположение о том, что чрезвычайно высокая частота вращения инструмента может привести к образованию гомогенной структуры сварного шва, однако при этом

неизбежно повысится температура процесса и может иметь место снижение временного сопротивления сварного шва.

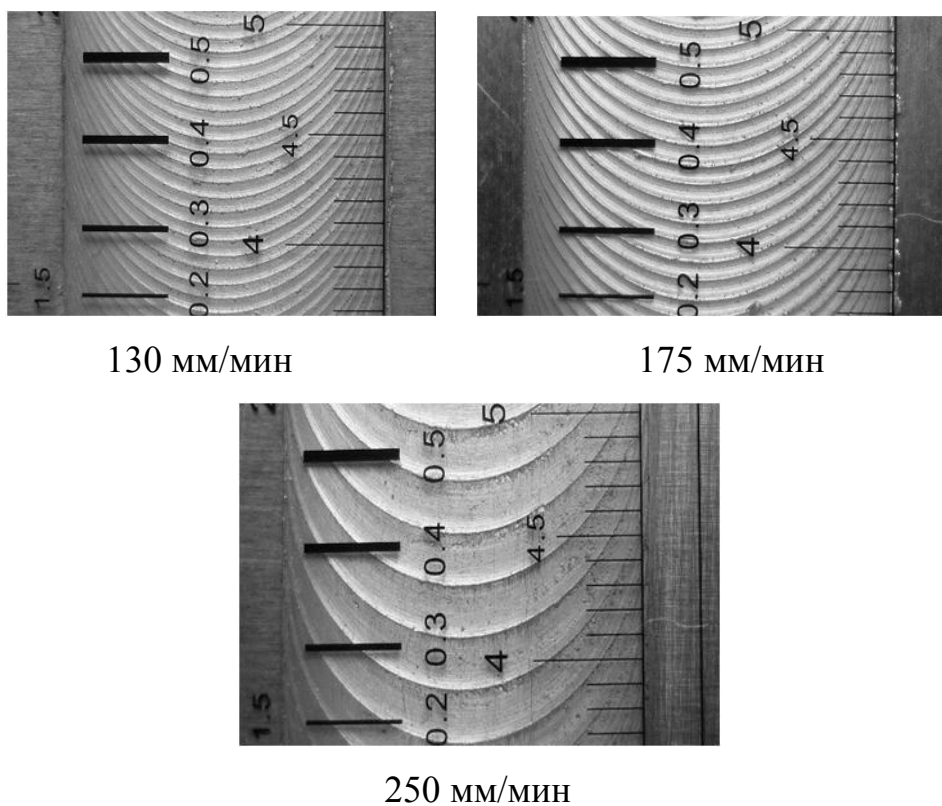


Рисунок 3.10 – Кольцевой рельеф поверхности сварного шва сплава системы Al–Cu–Mg при разных скоростях подачи рабочего инструмента (скоростях сварки)

Таким образом, проблема оптимизации процесса сварки трением с перемешиванием еще требует своего решения. Полученные в настоящем разделе диссертационной работы результаты дополняют имеющиеся сведения об особенностях влияния технологических параметров сварки на формирование структуры сварного шва полученного способом сварки трением с перемешиванием.

Образцы для испытаний на статическое растяжение были изготовлены согласно требованиям ГОСТ 6996–66. Полученные значения прочности стыковых соединений, сваренных на приведенных выше режимах, а также значения коэффициента прочности соединения (отношение прочности

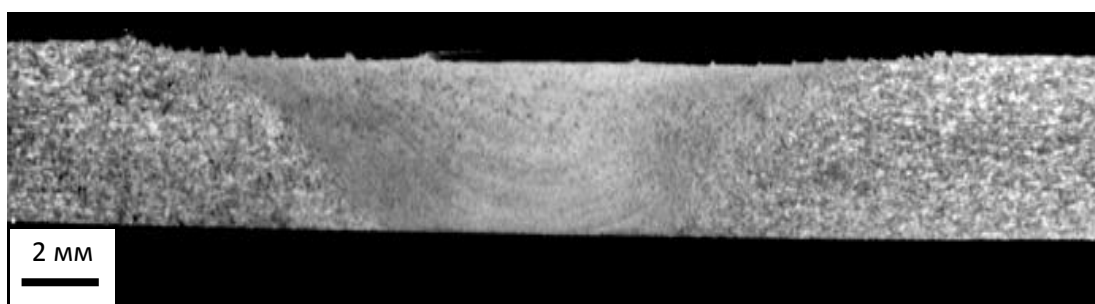
соединения к прочности основного металла) и выявленные в процессе металлографического контроля дефекты сведены в таблицу 3.6.

Таблица 3.6 – Временное сопротивление сварных соединений сплава системы Al–Cu–Mg, полученных сваркой трением с перемешиванием

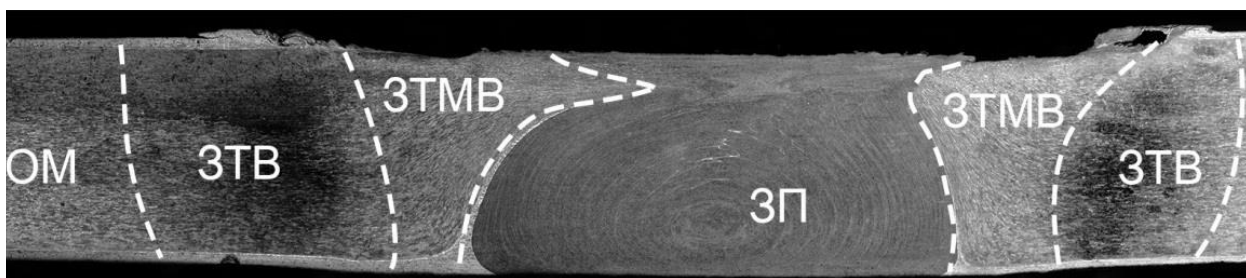
Номер режима сварки	Временное сопротивление при растяжении σ_B , МПа	Коэффициент прочности сварного соединения	Наличие и тип дефекта
Основной металл	443	1,0	нет
1	354	0,80	микроразрывы
2	346	0,78	несплошность
3	372	0,81	нет
4	239	0,54	линия стыка

Из таблицы 3.6 следует, что коэффициенты прочности сварных соединений и величина временного сопротивления для пластин, толщиной 4,8 мм, сваренных по режимам 1 и 3 были наиболее высокими.

На рисунке 3.13 приведена макроструктура сварного соединения сплава 1565ч и сплава системы Al–Cu–Mg, выполненных сваркой трением с перемешиванием.



а



б

Рисунок 3.13 – Макроструктура соединения листов сплава 1565ч (а) и схема расположения зон в сварном соединении сплава системы Al–Cu–Mg (б): ОМ – основной металл; ЗТВ – зона термического влияния; ЗТМВ – зона термомеханического воздействия; ЗП – зона перемешивания (шов) увеличение х6

В структуре полученных соединений листов исследуемых сплавов наблюдается наличие четырех структурных зон: зоны перемешивания, зоны термомеханического воздействия, зоны термического влияния и основного металла.

Неоднородность сварного соединения в его различных структурных зонах четко проявляется при измерении микротвердости материала. Измерение проводилось на приборе ПМТ–3М при нагрузке 50 г. В качестве индентора использовали алмазную пирамиду Виккерса. Линии замера микротвердости проходили через все структурные зоны поперечного сечения сварного соединения с шагом измерения 1 мм начиная с основного металла.

В таблице 3.7 представлены усредненные значения твердости различных структурных зон сварного соединения сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn в сравнении с твердостью основного материала. Анализ полученных результатов показывает, что в ядре сварного шва твердость материала достигает своих максимальных значений.

На рисунке 3.14 приведена диаграмма изменения микротвердости для сварного соединения листов сплава 1565ч, толщиной 5,0 мм в 3D – координатах, иллюстрирующая результаты вышеприведенных измерений.

Таблица 3.7 – Средние значения твердости образцов сварного соединения листов исследуемых алюминиевых сплавов

Сплав	Среднее значение твердости HV ₅₀				Ядро сварного шва
	Основной металл	Зона термического влияния	Зона термомеханического воздействия		
			Сторона набегания	Отступающая сторона	
Al–Cu–Mg	62,4	49,7	57,8	54,9	52,2
Al–Mg–Mn	51,25	50,7	63,5	61,3	70,4

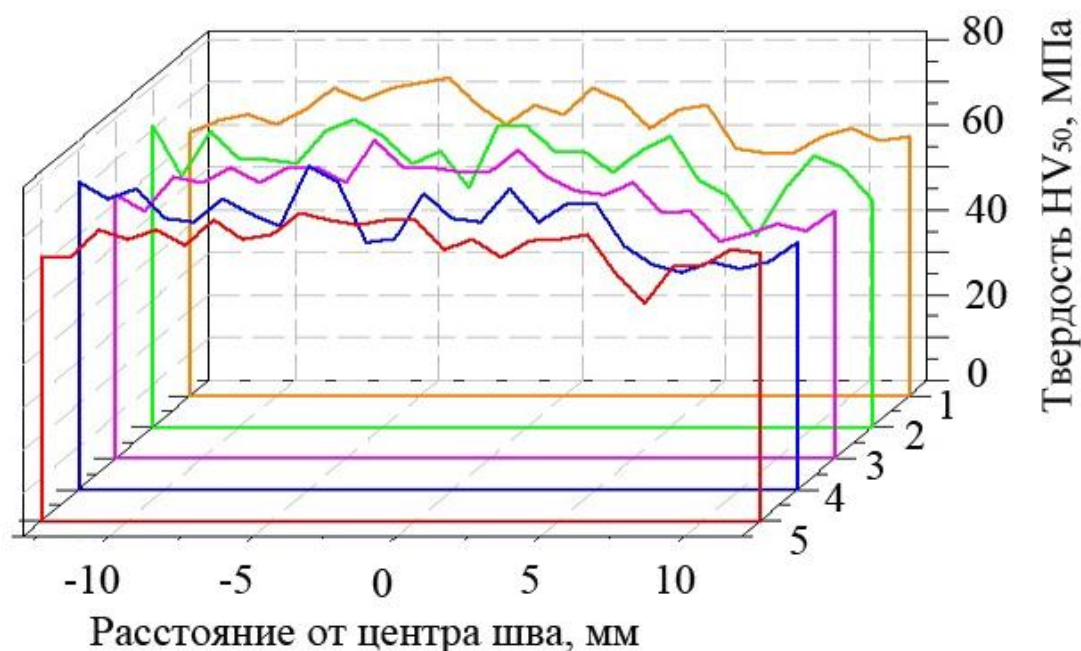


Рисунок 3.14 – Диаграмма распределения микротвердости в сварном соединении листов сплава 1565ч толщиной 5 мм

Из анализа кривых распределения твердости в полученных сварных соединениях и 3D – диаграммы следует, что металл сварного шва листов сплава 1565ч характеризуются двумя заметно различающимися участками: центральной части и прилегающих с обеих сторон зонами термомеханического влияния. По сравнению с твердостью основного металла максимальное повышение твердости произошло в центре сварного соединения.

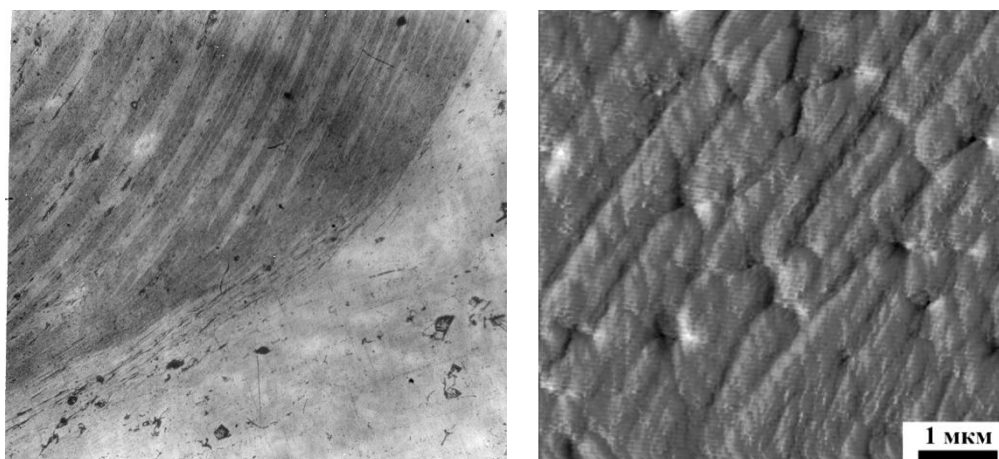
Для термически упрочняемого сплава системы легирования Al–Cu–Mg распределение микротвердости носит иной характер. Наблюдаются две области снижения микротвердости: зона перемешивания и зона термического влияния. При этом снижение микротвердости в зоне термического влияния под действием термического цикла сварки более существенное.

Для получения представления о механизме трансформации исходной зеренной структуры исследуемых алюминиевых сплавов в деформированную при сварке трением с перемешиванием проводились углубленные исследования микроструктуры основного металла в исходном состоянии и микроструктуры металла в зоне перемешивания.

Воздействие рабочего инструмента при сварке трением с перемешиванием на свариваемый материал приводит к формированию грибовидной деформированной области с ярко выраженной вихреобразной структурой (рисунок 3.15). Образование такой области можно объяснить распределением тепловых потоков в зоне воздействия рабочего инструмента и характером течения пластифицированного материала.

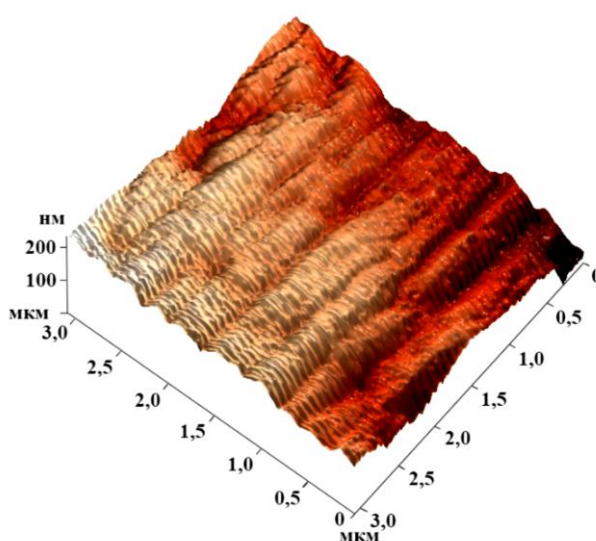
Перемещение свариваемого материала вращающимся стержнем рабочего инструмента осуществляется за счет адгезионного взаимодействия инструмента и свариваемого алюминиевого сплава. При этом трение и пластическое деформирование свариваемого алюминиевого сплава способствуют выделению тепла, которого достаточно для перевода основного металла в пластическое состояние и его дальнейшего перемещения со стороны набегания инструмента на отступающую сторону.

На тепловые потоки и массоперенос пластифицированного металла в процессе сварки оказывает влияние материал и форма рабочего инструмента, основные параметры режима сварки и свойства основного металла, поэтому распределение температуры и массоперенос могут быть достаточно сложными.



а

б



в

Рисунок 3.15 – Слоистая структура сварного шва сплава системы Al–Cu–Mg:
а – оптическая микроскопия; *б, в* – атомно–силовая микроскопия

Анализ микроструктуры полученных сварных соединений показал, что микроструктура сварного шва представляет собой чередование слоев материала примерно одинаковой толщины (0,25–0,52 мкм), ориентированных в направлении приложенной деформации (рисунок 3.15, *а*).

В работе [143] было показано, что такие структуры образуются при трении скольжения в результате конкуренции двух процессов – разупрочнения при фрикционном нагреве и упрочнения, вызванного пластическим деформированием. Особенностью данного процесса является его периодический характер.

Для установления общих закономерностей формирования зеренной микроструктуры зоны перемешивания при СТП алюминиевых сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn проводился сравнительный анализ среднего размера зерна исходных листов алюминиевых сплавов и в зоне перемешивания (в ядре шва).

Измерения размеров зерна выполнялись методами оптической металлографии, растровой электронной микроскопии и просвечивающей электронной микроскопии в зависимости от величины объекта измерения. Средний размер зерна (d_{cp}) и погрешность измерений рассчитывали согласно методике работ [144, 145].

Как следует из рисунка 3.16, структура сплавов в состоянии поставки состояла из зерен, частично деформированных в направлении проката, при этом удлинение зерен более выражено у пластин сплава 1565ч. Величина среднего зерна у пластин сплава 1565ч составила (24 ± 3) мкм, а у пластин сплава системы Al–Cu–Mg толщиной 4,8 мм – (32 ± 3) мкм.

В таблице 3.8 представлено распределение зерен по размерам в основном материале для исследуемых сплавов в состоянии поставки.

Аналогичные расчеты были выполнены для зоны перемешивания для исследуемых сплавов после сварки трением с перемешиванием. Измерения проводились в центре (ядре) сварного шва, где сформировалась равноосная мелкозернистая структура.

Аналогичные расчеты среднего размера зерна были выполнены для металла сварного шва листов сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn (сплав 1565ч). Измерения проводились в центральной части (ядре) зоны перемешивания, где была сформирована равноосная мелкозернистая структура. Для расчетов применялась вышеописанная методика, измерения размеров зерен выполнялись с помощью лазерно–конфокального микроскопа LEXT4000.

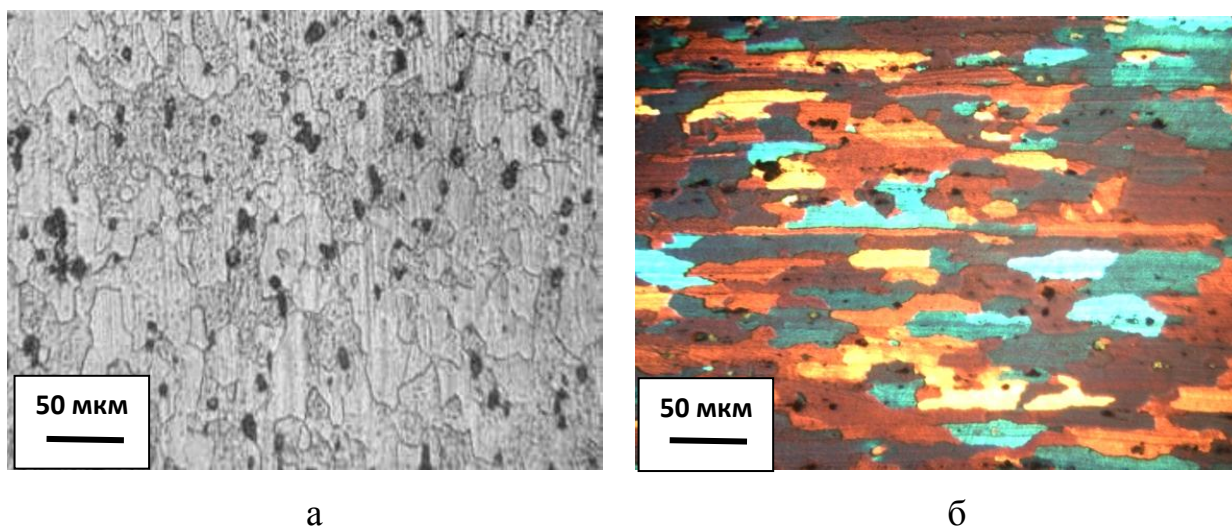


Рисунок 3.16 – Микроструктура листов сплавов систем легирования Al–Cu–Mg (а) и Al–Mg–Mn (б) в состоянии поставки

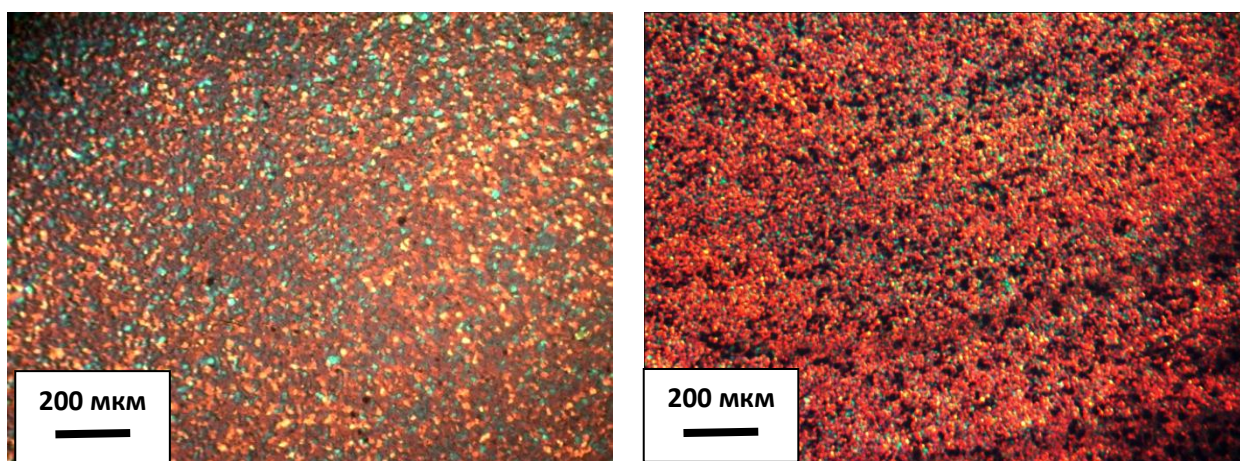
Таблица 3.8 – Распределение зерен по размерам в структуре листов исследуемых сплавов в состоянии поставки

Сплав	Доля, %									
	Размер зерна, мкм									
	3–9	9–15	15–21	21–27	27–33	33–39	39–45	45–51	51–57	57–63
Al–Cu–Mg	6,5	22	26,5	22,5	12,5	5	2,5	1,5	0,5	0,5
Al–Mg–Mn	2,5	11,5	23,5	24,5	18	9,5	7	2,5	0,5	0,5

Микроструктура зоны перемешивания для сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn (сплав 1565ч) представлена на рисунке 3.17. В таблице 3.9 представлено распределение зерен по размерам в микроструктуре полученных сварных швов.

Проведенные расчеты среднего размера зерна в ядре шва сваренных листов исследуемых сплавов показали, что его величина составила для сплава системы Al–Cu–Mg $9,5 \pm 1,6$ мкм, в то время как для сплава 1565ч – $(5,2 \pm 1,1)$ мкм.

Как следует из полученных результатов, средний размер зерна уменьшился в 4,5–5 раз по сравнению с исходной зеренной структурой листового полуфабриката исследуемых сплавов. Образование такой структуры можно объяснить интенсивным термомеханическим воздействием при трении вращающегося инструмента и реализацией при этих условиях динамической рекристаллизации.



а

б

Рисунок 3.17 – Микроструктура швов сплава 1565ч (а) и сплава системы Al–Cu–Mg (б)

Таблица 3.9 – Распределение зерен по размерам в структуре металла сварного шва листов исследуемых сплавов

Сплав	Доля, %		
	Размер зерна, мкм		
	1,5–4,5	4,5–7,5	7,5–10,5
Al–Cu–Mg	38	56	6
Al–Mg–Mn	46	52	2

Одним из важных доказательств протекания процесса динамической рекристаллизации является определение угла разориентировки сформировавшихся зеренных границ, дающее достоверное представление о том, к какому типу эти границы относятся – к большеугловым или малоугловым. Принято считать, что к большеугловым границам, характерным для рекристаллизованного зерна, относятся границы, угол разориентировки которых превышает 15° .

Для определения угла разориентировки зерен в этой зоне сварного шва применили метод дифракции обратно-рассеянных электронов (EBSD), позволяющий определить углы ориентации с точностью $\sim 2^\circ$. По полученным данным средний размер зерна в этой зоне сварного шва листов сплава 1565ч составил 4,9 мкм, что хорошо согласуется с вышеприведенными результатами оптической металлографии.

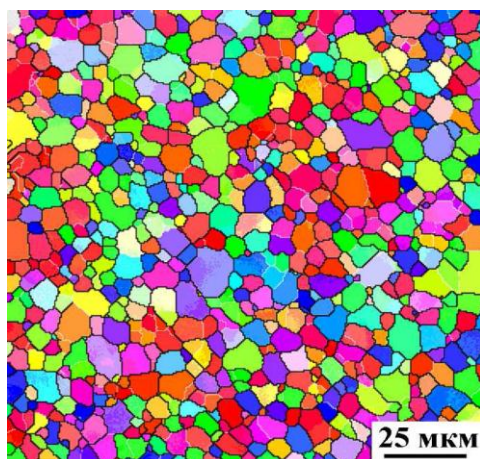
Из обратной полюсной фигуры с нанесенными большеугловыми и малоугловыми границами видно, что преобладают большеугловые границы, что характерно для рекристаллизованных структур (рисунок 3.18, *а*). Распределение границ по углам разориентации (рисунок 3.18, *б*) свидетельствует о том, что характер распределения близок к случайному распределению углов разориентировки границ.

Из полученных результатов следует, что доля границ с малыми углами разориентировки (малоугловые границы) составила примерно 13–15% от общего числа границ, что позволяет заключить, что данная структура сформирована главным образом равноосными зернами с большеугловыми границами. Средний размер зерна хорошо коррелирует с данными, полученными методом оптической микроскопии в этой зоне сварного шва.

Для сравнения полученных данных аналогичные исследования субзеренной структуры были проведены и на участке основного металла, значительно удаленном от зоны сварного шва и не подвергавшегося механическому и тепловому воздействиям в процессе сварки трением с перемешиванием. На рисунке 3.19 приведены результаты этих исследований.

Анализ основного материала сплава 1565ч вне зоны термического влияния показал наличие явных признаков деформированной структуры: зерна вытянуты вдоль направления проката, значительную долю (до 38%) составляют малоугловые границы. Полученные результаты подтверждают данные оптической микроскопии, приведенные выше для исходного материала.

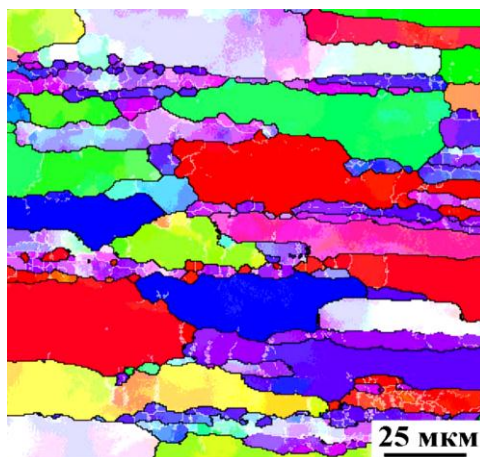
Исследование методом просвечивающей электронной микроскопии фольги, полученной в области ядра шва, подтвердило результаты EBSD анализа о формировании в центральной части сварного шва рекристаллизованной структуры. У зерен преимущественно наблюдаются большеугловые границы (рисунок 3.20). Дислокационные скопления внутри зерен не наблюдаются, отдельные дислокации располагаются вблизи границ (рисунок 3.20, *б*) и на дисперсных частицах, расположенных в теле зерна.



a



Рисунок 3.18 – Обратная полюсная фигура с нанесенными большеугловыми и малоугловыми границами (а), распределение по углам разориентировки (б) металла шва сплава 1565ч

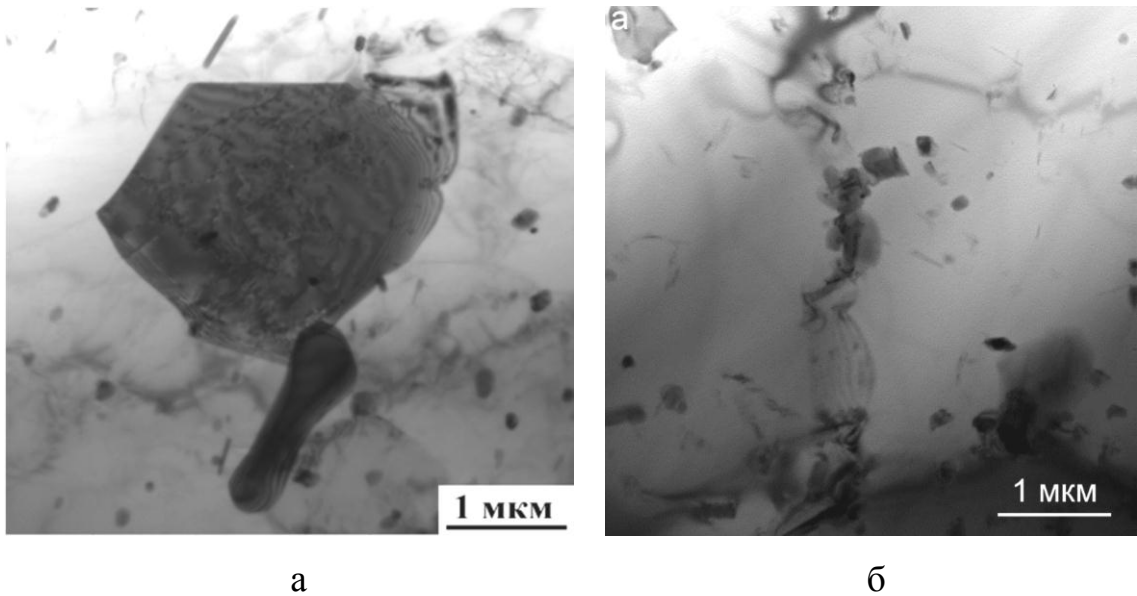


а



б

Рисунок 3.19 – Обратная полюсная фигура с нанесенными большеугловыми и малоугловыми границами (а), распределение по углам разориентировки (б) основного металла сплава 1565ч



а

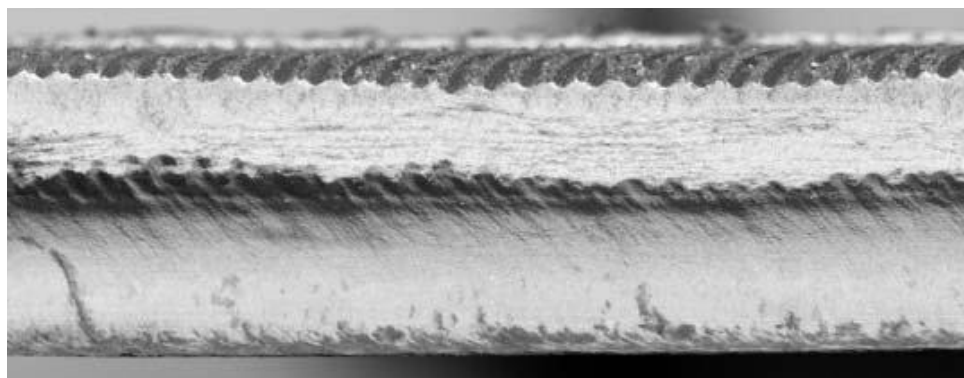
б

Рисунок 3.20 – Изображения структуры сплава 1565ч в ядре сварного шва, полученные с помощью просвечивающей электронной микроскопии: а – зеренная структура с большеугловыми границами), б – скопление дислокаций вблизи большеугловой границы

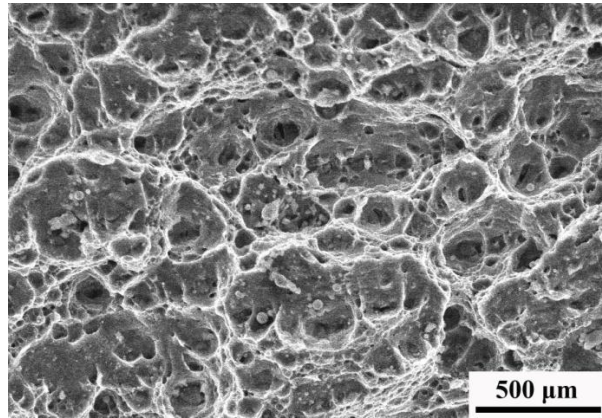
Совокупность полученных данных позволяет сделать вывод о том, что в процессе сварки трением с перемешиванием имеет место измельчение зерна с последующей рекристаллизацией исходной структуры, заключающаяся в стадийном переходе от крупнозернистой структуры к мелкозернистой, с постепенным увеличением угла разориентировки границ зерен/субзерен и превращением их в ядре сварного шва в равноосные зерна с большеугловыми границами.

3.3. Характер разрушения сварных соединений, выполненных СТП, при испытаниях на статическое растяжение

Разрушение этих образцов сварных соединений исследуемых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием, происходило в зоне термомеханического влияния на «отступающей» стороне по линии стыка. На рисунке 3.21 показан характерный вид поверхности разрушения после испытаний на статическое растяжение и приведена фрактограмма поверхности излома этих образцов. Из полученных результатов следует, что процесс разрушения проходил в два этапа – раскрытие материала по линии стыка в нижней части сварного шва с последующим доломом остального объема материала.



а



б

Рисунок 3.21 – Поверхность разрушения (а) и фрактограмма поверхности излома (б) бездефектного сварного шва листов сплава системы Al–Cu–Mg толщиной 4,8 мм

Специальные образцы для определения временного сопротивления металла шва (рисунок 2.2) разрушались при растяжении строго в зоне ядра сварного шва. При этом среднее значение максимального напряжения при разрушении образцов сварных соединений из сплава системы Al–Cu–Mg, вырезанных вдоль и поперек направления сварки, оказалось очень близким и составило около 415,5 МПа, т.е. выше временного сопротивления сварного соединения в целом, но ниже временного сопротивления основного металла (443 МПа).

Полученный результат может быть объяснен только с позиций влияния сформированной при сварке в этой части шва однородной бездефектной структуры с малым размером зерна и теплового воздействия источника (рабочего инструмента), которое привело к частичному снятию эффекта упрочнения при естественном старении.

Фрактографические исследования поверхности разрушения, выполненные после проведения испытаний на растяжение, показали идентичность характера разрушения обоих видов образцов (рисунок 3.22).

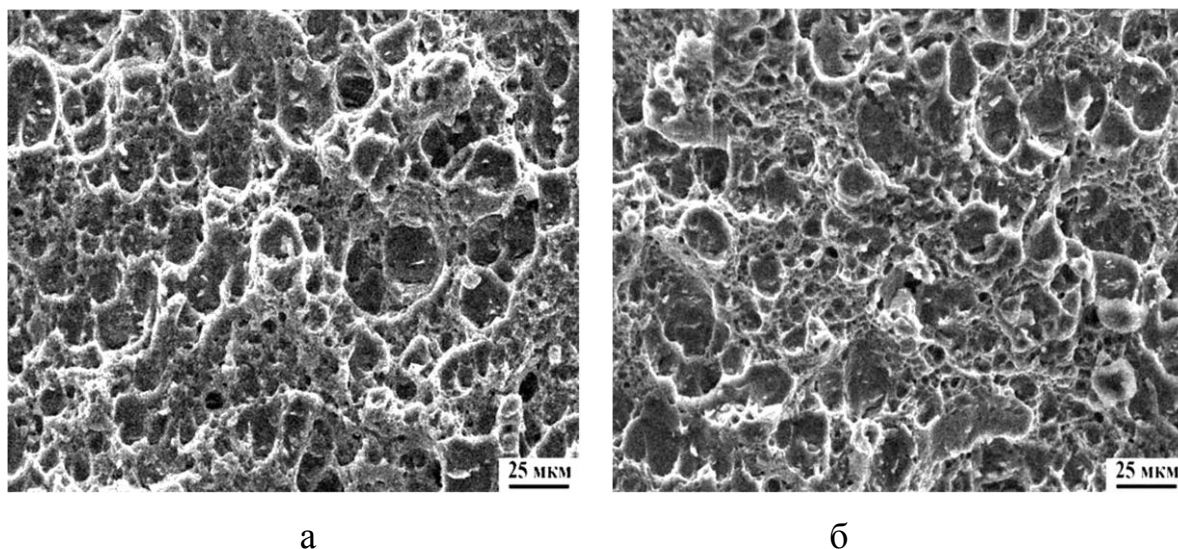


Рисунок 3.22 – Микроструктура поверхности разрушения образцов ядра сварного шва сплава системы Al–Cu–Mg: а – вдоль направления сварки; б – поперек направления сварки

В обоих случаях разрушение носило транскристаллитный характер с формированием развитого ямочного микрорельефа (рисунок 3.22). Заметной разницы в размере ямок не обнаружено, скопления крупных частиц и дефектов в виде трещин и расслоений не наблюдалось.

3.4. Влияние основных параметров режима сварки трением с перемешиванием на термический цикл процесса

Термический цикл определяет максимальную температуру нагрева различных зон сварного соединения и скорость их охлаждения в процессе сварки алюминиевых сплавов. Под воздействием термического цикла сварки в различных зонах сварного соединения протекают структурные изменения, сказывающиеся на значении его временного сопротивления и пластичности.

При этом структура металла шва в большей степени будет определяться скоростью охлаждения в процессе сварки и содержанием легирующих элементов, особенно модификаторов алюминия.

Цель проводимых экспериментов заключалась в исследовании влияния основных параметров режима сварки трением с перемешиванием (частоты

вращения рабочего инструмента и скорости сварки) на длительность пребывания металла шва при повышенной температуре и средний размер зерна в нем.

В рамках данной работы было выполнено экспериментальное исследование зависимости максимальной температуры нагрева в зоне перемешивания от основных параметров режима сварки трением с перемешиванием – частоты вращения рабочего инструмента и скорости сварки. На рисунке 2.5 приведена схема размещения термопар для определения температуры нагрева металла в зоне перемешивания.

Толщина слоя свариваемого металла между установленной термопары и стержнем рабочего инструмента составила 100–130 мкм. Данное расстояние позволило определять температуру нагрева металла непосредственно в средней части зоны перемешивания без риска разрушения термопары под действием рабочего инструмента. Погрешность измерения температуры нагрева металла не превышала ± 2 °С.

Сварку пластин из сплава 1565ч осуществляли встык. Для выполнения СТП применяли рабочий инструмент из стали P18 с диаметром заплечика 16 мм и стержнем диаметром 5,2 мм. Высота стержня составила 4,9 мм для предотвращения его касания стальной подкладки при сварке. На поверхности стержня выполнена спиральная канавка глубиной 0,3 мм. СТП пластин сплава 1565ч выполняли в один проход.

Рабочий инструмент устанавливали под углом 2–2,5° к нормали к поверхности свариваемых листов углом вперед по отношению к направлению сварки. В процессе экспериментов использовали частоту вращения рабочего инструмента 1100 об/мин. Скорость сварки задавали на трех уровнях: 125, 300 и 450 мм/мин. При скорости сварки более 450 мм/мин в соединении отмечается образование макродефектов в виде несплавлений.

Результаты проведенных экспериментов показали, что с повышением частоты вращения рабочего инструмента при постоянной скорости сварки

наблюдается увеличение значения максимальной температуры нагрева металла в зоне перемешивания (рисунок 3.23).

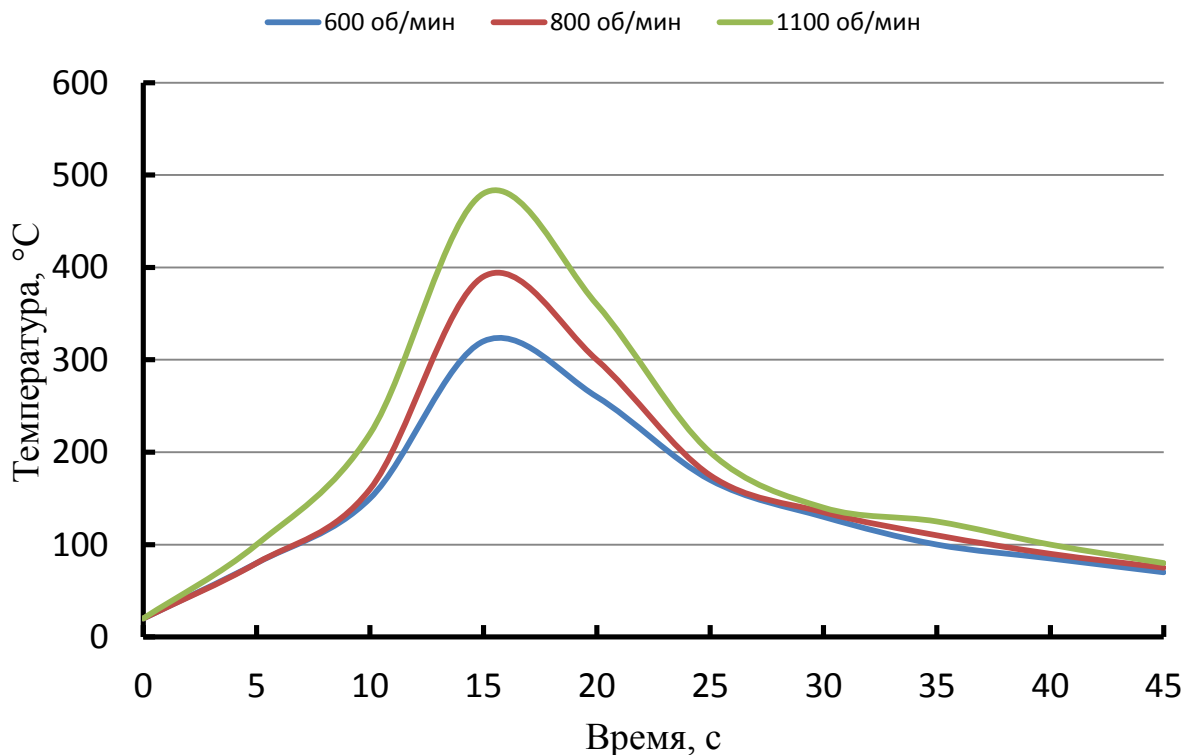


Рисунок 3.23 – Влияние частоты вращения рабочего инструмента на температуру металла в зоне формирования шва сплава 1565ч при постоянной скорости 125 мм/мин

Увеличение скорости сварки приводило к снижению максимальной температуры нагрева металла в зоне перемешивания при СТП листов сплава 1565ч (рисунок 3.24). Помимо снижения значения максимальной температуры нагрева отмечалось уменьшение длительности пребывания металла при температуре выше 250 °С. Это явление должно способствовать торможению процесса рекристаллизации металла в зоне перемешивания.

Установлено, что при скорости сварки 125 мм/мин длительность пребывания металла зоны перемешивания выше 250 °С составила 9–10 с, в то время как при скорости 450 мм/мин уже всего 2,5–3 с.

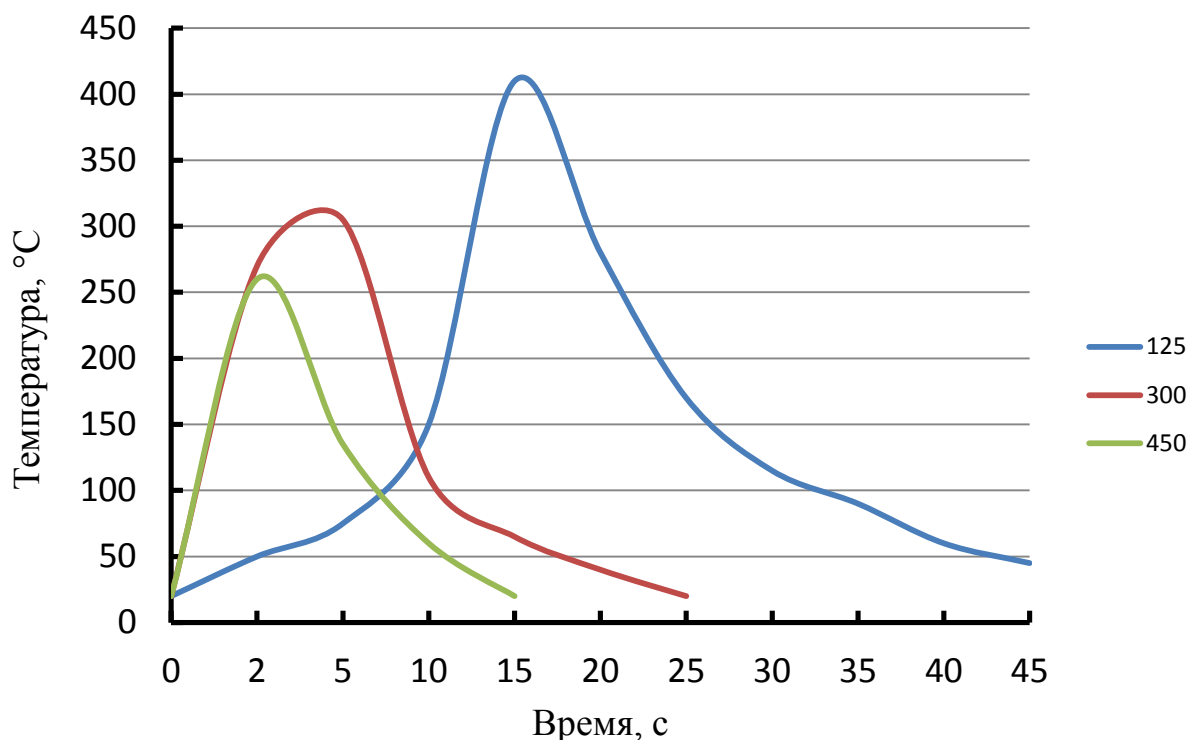


Рисунок 3.24 – Влияние скорости сварки на температуру металла в зоне формирования шва сплава 1565ч при постоянной частоте вращения рабочего инструмента 800 об/мин

На рисунке 3.25 приведены карты EBSD, показывающие зеренные структуры, которые сформировались в центральной части зоны перемешивания соединений сплава 1565ч при различных скоростях сварки. Прослеживается четкая тенденция к уменьшению размера зерна в зоне перемешивания.

Для всех исследованных сочетаний частоты вращения рабочего инструмента и значений скоростей сварки наблюдается формирование микроструктур в зоне перемешивания, которые характеризуются высоким содержанием большеугловых границ (БУГ) (таблица 3.10). Необходимо отметить, что в зоне перемешивания на всех исследованных режимах наблюдается преобладание мелких равноосных зерен.

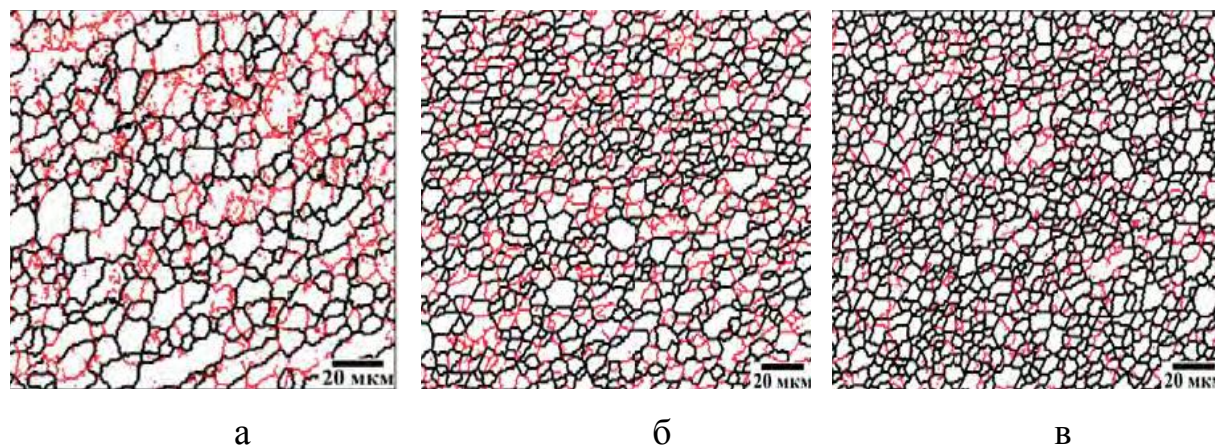


Рисунок 3.25 – EBSD карты микроструктур зоны шва сплава 1565ч, образованные при скоростях сварки 125 мм/мин (а), 300 мм/мин (б) и 450 мм/мин (в)

Таблица 1 – Средний размер зерен и доля БУГ в зоне перемешивания при СТП сплава 1565ч на разных скоростях сварки

Значение скорости сварки, мм/мин	Величина среднего размера зерна в зоне перемешивания, мкм	Доля большеугловых границ БУГ, %
125	6,3	61
300	4,2	68
450	3,3	80

Полученные в данном исследовании микроструктуры зоны перемешивания сплава 1565ч являются весьма типичными для швов алюминиевых сплавов, полученных сваркой трением с перемешиванием. Формирование мелкозернистой структуры в зоне перемешивания можно объяснить протеканием динамической рекристаллизации на стадии охлаждения металла шва.

Можно также констатировать, что увеличение скорости сварки при постоянном значении частоты вращения рабочего инструмента интенсифицирует измельчение зерен в зоне перемешивания. Данный эффект напрямую связан с уменьшением длительности пребывания металла шва при повышенных температурах на стадии его охлаждения.

В случае сварки сплава системы Al–Cu–Mg также наблюдалось уменьшение среднего размера зерна в зоне перемешивания при увеличении скорости сварки. Так при скорости сварки 125 мм/мин средний размер зерна в шве составил 9,6 мкм. При увеличении скорости сварки до 300 мм/мин средний размер зерна уменьшился до 8,2 мкм и при скорости сварки 450 мм/мин достиг своего минимального значения 5,8 мкм.

Влияние скорости сварки на механическое поведение швов в ходе испытаний на одноосное растяжение приведено в таблице 3.11. Как и ожидалось, испытания на растяжение также выявили снижение прочностных характеристик металла шва сплава системы Al–Cu–Mg по сравнению с исходным материалом. При этом повышение скорости сварки способствовало уменьшению разупрочняющего эффекта.

Таблица 3.11 – Механические свойства сварных соединений и металла шва сплава системы Al–Cu–Mg

Скорость сварки, мм/мин	Сварное соединение			Металл шва (зона перемешивания)	
	Временное сопротивление σ_B , МПа	Коэффициент прочности K	Место разрушения	Временное сопротивление σ_B , МПа	Удлинение до разрушения δ , %
125	301	0,65	Зона термического влияния	377	4,2
300	372	0,80		389	3,5
450	394	0,85		409	1,6

Следует обратить внимание на то, что при испытании сварного соединения сплава системы Al–Cu–Mg на статическое растяжение разрушение происходит по зоне термического влияния. Степень разупрочнения металла данной зоны уменьшается с повышением скорости сварки.

Также можно отметить, что временное сопротивление металла шва превосходит значение временного сопротивления сварного соединения

(таблица 3.11). Характерной особенностью механического поведения металла швов сплава системы Al–Cu–Mg являлась относительно низкая пластичность.

3.5. Внутренние напряжения в сварных соединениях исследуемых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием

Учитывая важность внутренних напряжений при циклических нагрузках сварных соединений, в диссертационной работе были исследовано их распределение в состоянии после СТП. Погрешность измерения во всех случаях составляла менее ± 35 МПа. Измерения показали, что разброс внутренних напряжений в зоне перемешивания был существенно меньшим по сравнению с зоной термомеханического воздействия и зоной термического влияния. Данный эффект, по-видимому, связан с относительно мелким размером зерен в зоне перемешивания и, как следствие, лучшей статистикой измерений.

Несмотря на очень сложный характер распределения внутренних напряжений (рисунок 3.26), их анализ позволил выявить ряд важных закономерностей. Наиболее важной из них является то, что внутренние напряжения в пределах зоны перемешивания оказались преимущественно растягивающими, а в зоне термического влияния и основного металла – сжимающими.

Уровень внутренних растягивающих напряжений в зоне перемешивания составил 50 МПа, а сжимающих в зоне термического влияния и в основном металле – 75 МПа.

При этом важно отметить, что в верхней половине шва по толщине свариваемой пластине, напряжения оказываются более высокими по сравнению с корневой частью сварного соединения.



Рисунок 3.26 – Профиль внутренних напряжений в сварном соединении сплава системы легирования Al–Cu–Mg, выполненном СТП, на уровне середины толщины

Для сплава 1565чМ измерения остаточных напряжений в поперечном сечении относительно шва показали, что средний уровень остаточных напряжений составил около 30 МПа. Пиковый уровень сжимающих напряжений (в поверхностном слое) не превышает 60 МПа и находится в переходной области между зоной перемешивания и зоной термического влияния. При этом распределение напряжений изменяется по мере удаления от поверхности образца. Так, в этой же области, на уровне 2,5 мм наблюдаются уже растягивающие напряжения до 65 МПа.

Выводы к главе 3

На основе обобщения результатов проведенных экспериментальных исследований можно сделать следующие выводы:

1. Установлено, что при аргонодуговой сварке без присадочного металла сплава системы Al–Cu–Mg проявляет склонность к образованию горячих трещин выше, чем сплав 1565ч системы Al–Mg–Mn. Наиболее высокая склонность к образованию кристаллизационных трещин при сварке сплава системы Al–Cu–Mg по пробе MBТУ проявляется при ширине образца 80 мм.

2. Показано, что сплав системы Al–Cu–Mg обладает малой склонностью к возникновению пор в сварных соединениях. Это явление связано со спецификой строения оксидной пленки на сплаве системы Al–Cu–Mg и малым объемом адсорбированной влаги в структуре оксидной пленки.

3. Установлено, что временное сопротивление сварных соединений сплава системы Al–Cu–Mg без термической обработки после автоматической аргонодуговой сварки составляет 72–75% от значения временного сопротивления основного материала в состоянии после закалки и естественного старения. Для сплава 1565ч системы Al–Mg–Mn в отожженном состоянии коэффициент прочности сварного соединения при аргонодуговой сварки составляет 0,90–0,92.

4. Коэффициент прочности сварного соединения при сварке трением с перемешиванием составил для сплава системы Al–Cu–Mg 0,80–0,81, а для сплава 1565ч – 0,97–0,99. Анализ микроструктуры полученных сварных соединений показал, что микроструктура сварного шва представляет собой чередование слоев материала примерно одинаковой толщины (0,25–0,52 мкм), ориентированных в направлении приложенной деформации.

5. Установлено, что в сплавах систем Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn при сварке трением с перемешиванием пластин толщиной 5,0 мм в ядре сварного шва формируется полностью рекристаллизованная структура со средним размером зерна в диапазоне 6,2–9,8 мкм. Доля большеугловых границ в рекристаллизованной структуре составила 68–75% от общего числа межзеренных границ.

6. Показано, что с увеличением скорости сварки до 275–300 мм/мин при частоте вращения рабочего инструмента 750 об/мин наблюдается уменьшение среднего размера зерен в металле шва для сплава Al–Mg–Mn до 4,2 мкм, а для сплава Al–Cu–Mg до 8,2 мкм, соответственно.

7. Разрушение этих образцов сварных соединений, исследуемых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием, происходило в зоне термомеханического влияния на «отступающей» стороне по линии стыка (для сплава 1565чМ) и по зоне термического влияния (для сплава системы Al–Cu–Mg). При определении временного сопротивления металла зоны перемешивания разрушение носило транскристаллитный характер с формированием развитого ямочного микрорельефа.

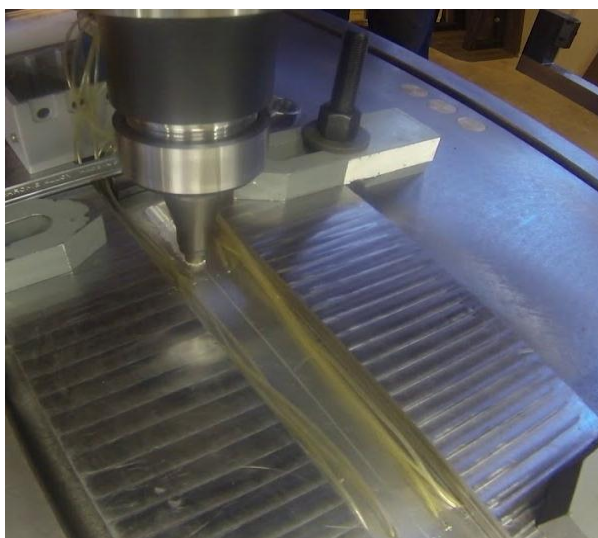
8. Уровень остаточных напряжений в сварном соединении сплава системы Al–Cu–Mg составил 50 МПа, а сжимающих в зоне термического влияния и в основном металле – 75 МПа. Для сплава 1565чМ измерения остаточных напряжений в поперечном сечении относительно шва показали, что средний уровень остаточных напряжений составил около 30 МПа. Пиковый уровень сжимающих напряжений (в поверхностном слое) не превышает 60 МПа и находится в переходной области между зоной перемешивания и зоной термического влияния

Глава 4. ВЛИЯНИЕ ДОПОЛНИТЕЛЬНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ВЫПОЛНЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

4.1. Схема процесса

Повышение скорости охлаждения металла шва при сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов можно достичь двумя путями:

1. Погружением свариваемых пластин и рабочего инструмента в ванну с проточной водой (рисунок 4.1, *а*);
2. Охлаждением металла шва направленными струями водо-воздушной смеси (рисунок 4.1, *б*).



а



б

Рисунок 4.1 – Схемы сварки трением с перемешиванием алюминиевых сплавов с дополнительным охлаждением металла шва:

- а – с погружением свариваемых пластин и рабочего инструмента в ванну с проточной водой; б – охлаждение шва направленными струями водо-воздушной смеси

4.2. Структура и механические свойства соединений сплава системы Al–Cu–Mg, полученных при СТП в ванне с проточной водой

Режимы сварки образцов алюминиевого сплава системы Al–Cu–Mg на воздухе и в ванне с проточной водой представлены в таблице 4.1.

Таблица 4.1 – Параметры режима сварки трением с перемешиванием листов сплава системы Al–Cu–Mg

Среда СТП	Частота вращения инструмента, об/мин	Скорость сварки, мм/мин	Угол наклона инструмента в плоскости стыка (против часовой стрелки), град	Усилие прижатия буртика инструмента к поверхности деталей, кН
Воздух	650	160	3	5,2–6,8
Вода	900	160	3	5,2–6,8

В общем случае ширина сварного шва зависела от размера заплечика используемого рабочего инструмента. Все сварные соединения, исследованные в данной работе, были выполнены инструментами, которые формировали для пластин толщиной 5,0 мм шов шириной ~18 мм.

Определение механических характеристик (σ_b , α_2) сварных соединений проводили в соответствии с ГОСТ 6996-66. Предел кратковременной прочности при растяжении и угол статического изгиба определяли на установке Zwick/Roell Z030.

Для определения временного сопротивления металла шва испытывались специальные образцы с зачищенной заподлицо с поверхность основного металла швом и с уменьшенной шириной образца в зоне шва до 10 мм за счет полукруглых выборок диаметром 10 мм (рисунок 4.2).

Внешний вид сварных швов, выполненных на воздухе и в воде приведен на рисунке 4.3.

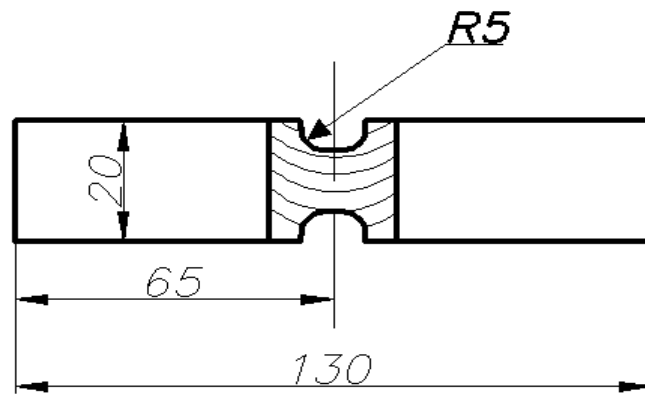
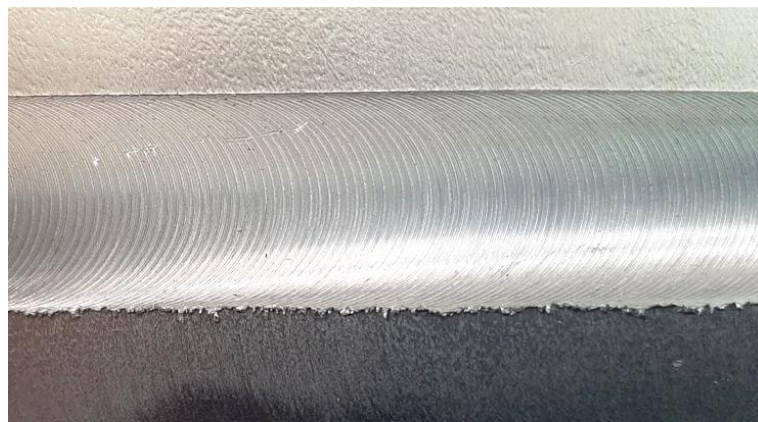


Рисунок 4.2 – Образец для определения временного сопротивления металла зоны перемешивания (шва)



а



б

Рисунок 4.3 – Внешний вид швов сплава системы Al–Cu–Mg, выполненных СТП на воздухе (а) и в ванне с проточной водой (б)

Можно отметить, что при сварке в ванне с проточной водой наблюдается более шероховатая поверхность шва [151]. Измерение шероховатости поверхности шва на профилемере показали, что при сварке

сплава системы Al–Cu–Mg на воздухе величина Rz составила 33–45 мкм. В тоже время при сварке с погружением заготовок и рабочего инструмента в ванну с проточной водой наблюдалось возрастание величины Rz до 70–140 мкм, что отчетливо видно на фотографиях, представленных на рисунке 4.3.

Такое формирование поверхности шва при СТП напрямую связано с условиями его охлаждения. Скорость охлаждения в воде должна быть существенно выше, чем на воздухе. Хотя, если быть более точными, то при сварке в воде охлаждение металла шва от температуры формирования шва (порядка 450–500 °С) до температуры 100 °С проходит в парогазовом пузыре, охватывающим зону формирования шва, рабочий инструмент и ограниченным изотермой кипения воды (рисунок 4.4). Состояние этого парогазового пузыря в процессе СТП нестабильно, что и приводит к пульсациям скорости охлаждения металла шва и зоны термического влияния.

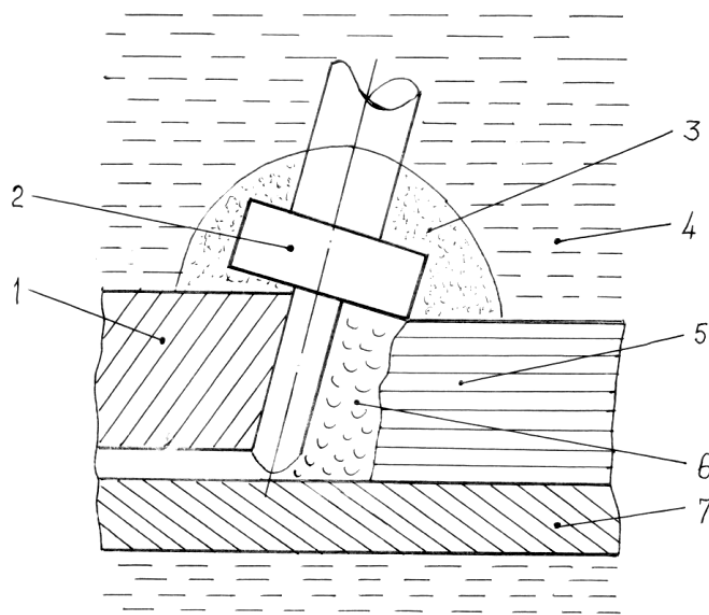


Рисунок 4.4 – Схема формирования соединения при СТП алюминиевых сплавов в ванне с проточной водой:

- 1 – свариваемые заготовки; 2 – рабочий инструмент; 3 – парогазовый купол (пузырь); 4 – вода; 5 – сварной шов; 6 – пластифицированный металл; 7 – подкладка

В таблице 4.2 приведены результаты механических испытаний сварных соединений сплава системы Al–Cu–Mg выполненных СТП на воздухе и в ванне с проточной водой.

Таблица 4.2 – Механические свойства сварных соединений листов сплава системы Al–Cu–Mg, полученных СТП (испытания сварных соединений 55–60 суток после сварки) [151]

Вариант выполнения СТП	Механические свойства сварных соединений				Зона разрушения соединения при испытаниях
	Временное сопротивление соединения σ_b , МПа	Коэффициент прочности К	Временное сопротивление металла шва σ_b , МПа	Угол изгиба α , град.	
На воздухе	<u>335–384</u> 358	0,79–0,80	<u>368–382</u> 377	<u>100–115</u> 106	По ЗТМВ со стороны отхода инструмента (при испытании сварного соединения)
В воде	<u>351–378</u> 365	0,80–0,81	<u>378–388</u> 384	<u>90–105</u> 96	

Примечание: диаметр оправки для определения угла изгиба равен двум толщинам образца, т.е. 10 мм.

Анализ полученных экспериментальных данных показывает, что временное сопротивление сварного соединения сплава системы Al–Cu–Mg при использовании дополнительного охлаждения в ванне с проточной водой несколько увеличивается по сравнению с этим показателем для соединений, полученных СТП на воздухе. Это также подтверждается значением коэффициента прочности соединения, который находится на уровне 0,80–0,81.

Сварка с охлаждением шва в воде позволила несколько повысить временное сопротивление металла шва, хотя при этом значение угла изгиба снизилось со 106 до 96°. Разрушение сварных соединений при испытаниях на растяжение как в случае сварки в ванне с проточной водой, так и в случае сварки на воздухе проходило по зоне термомеханического воздействия со стороны отхода рабочего инструмента.

Исследование макроструктуры соединения (рисунок 4.5) показало, что при любом из вариантов охлаждения металла шва получено бездефектное

соединение, а используемый инструмент, обеспечивает интенсивное перемешивание материала и сварной шов формируется с четко выраженным ядром, имеющим мелкозернистую равноосную структуру.

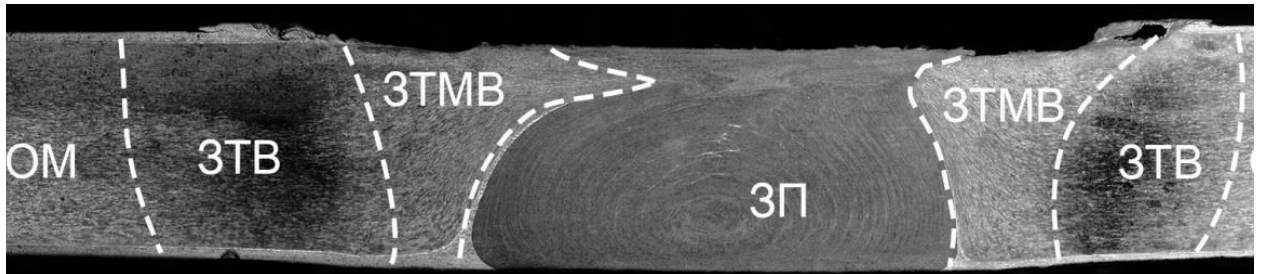


Рисунок 4.5 – Схема расположения зон в сварном соединении сплава системы Al–Cu–Mg:

OM – основной металл; ЗТВ – зона термического влияния; ЗТМВ – зона термомеханического воздействия; ЗП – зона перемешивания (шов) (соединение получено при СТП в ванне с проточной водой) увеличение $\times 5$

В обоих случаях наблюдаются четыре характерные зоны соединения – ЗП, ЗТМВ, ЗТВ и OM. В случае принудительного охлаждения соединения в воде граница раздела ЗП–ЗТМВ расположена почти вертикально, при охлаждении на спокойном воздухе она искривлена (рисунок 4.5).

В таблице 4.3 приведены результаты замеров микротвердости в различных структурных зонах сварного соединения сплава системы Al–Cu–Mg.

Таблица 4.3 – Значения микротвердости в различных структурных зонах соединения листов сплава системы Al–Cu–Mg

Характеристика	СТП на воздухе				СТП в ванне с проточной водой			
	Основной металл	ЗТВ	ЗТМВ	ЗП	Основной металл	ЗТВ	ЗТМВ	ЗП
Микротвердость (при $P = 0,5 \text{ Н}$)	85–87	74–75	84–86	105–109	85–87	78–80	96–100	120–124
Ширина структурных зон, мм	–	3,5–4,2	1,2–1,6	5,5–5,8	–	1,2–1,5	1,1–1,3	5,5–6,1

Из данных, приведенных в таблице 4.3 можно сделать вывод о том, что значения микротвердости в зоне термического влияния, зоне термомеханического воздействия и зоне перемешивания для варианта сварки с охлаждением шва в ванне с проточной водой выше, чем в случае СТП на воздухе.

Наиболее высокие значения микротвердости получены в зоне перемешивания (ЗП), при этом следует отметить, что при сварке в ванне с проточной водой значения микротвердости составляют 120–124 единицы, что примерно на 12–13% превышает значение микротвердости ЗП шва при СТП на воздухе. Для обоих вариантов сварки повышенная твердость металла ЗП обусловлена формированием дисперсной равноосной рекристаллизованной зеренной структуры.

В зоне термомеханического воздействия и термического влияния микротвердость ниже микротвердости зоны перемешивания (ЗП). Микротвердость зоны термомеханического воздействия превышает микротвердость зоны термического влияния (ЗТВ), в обоих случаях твердость в ЗТВ ниже твердости основного металла.

Важным является снижение протяженности зоны термического влияния примерно 2,8–3 раза при сварке трением с перемешиванием в ванне с проточной водой по сравнению со сваркой трением с перемешиванием на воздухе.

Причиной снижения твердости в ЗТВ является, следствием процессов фазовых превращение при нагреве сплава системы Al–Cu–Mg.

В микроструктуре основного материала (рисунок 4.6, *а*) видны крупные удлиненные зерна, типичные для состояния прокатки листов, а размеры избыточных фаз эвтектического происхождения Al_2Cu (Θ) и Al_2CuMg (S) в основном металле больше чем зоне перемешивания (рисунок 4.6, *б*) (в основном металле средний размер 26–28 мкм в зоне перемешивания 9 мкм). Это связано с их механическим измельчением в процессе интенсивной

пластической деформации в зоне перемешивания, при этом объемная доля избыточных фаз остается одним уровне примерно 5% [151].

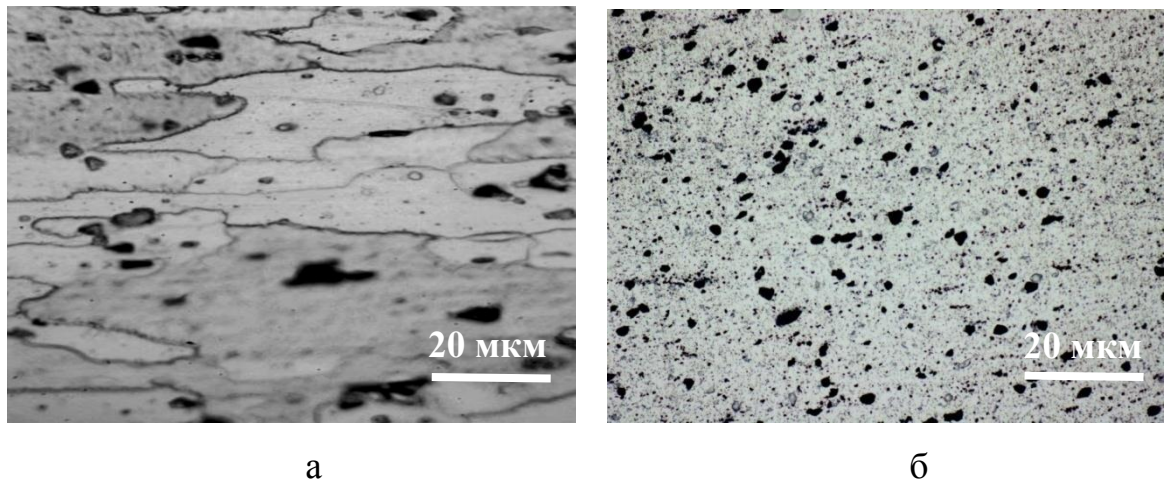


Рисунок 4.6 – Микроструктура основного металла (а) и металла зоны перемешивания (ЗП) при СТП сплава системы Al–Cu–Mg в ванне с проточной водой (б), (x500)

В таблице 4.4 приведены данные по размеру зерна в различных зонах сварного соединения при СТП в ванне с проточной водой и на воздухе. Размер зерна в основном металле составляет 28 ± 5 мкм. В ЗТВ в обоих случаях сохраняется почти неизменная зеренная структура основного металла.

Таблица 4.4 – Средние размеры зерна при СТП образцов сплава системы Al–Cu–Mg на воздухе и в ванне с проточной водой (мкм)

Образец	ОМ	ЗТВ	ЗТМВ	ЗП
СТП на воздухе	28 ± 5	$31,7 \pm 4,2$	$6,8 \pm 2,1$	$9,5 \pm 1,6$
СТП в ванне с проточной водой	28 ± 5	$30,5 \pm 3,6$	$5,0 \pm 1,3$	$4,8 \pm 1,7$

Переход от основного металла к зоне перемешивания (ЗП) характеризуется сильно деформированной структурой в зоне термомеханического воздействия (ЗТМВ).

Удлиненные зерна металла образуют зону течения вокруг мелкозернистой зоны шва (ЗП). Несмотря на элементы пластической

деформации в зоне термомеханического воздействия, не происходит рекристаллизация. Кроме того, угол деформации вытянутых зерен вблизи граничной области после сварки с дополнительным охлаждением выше, чем в остальных случаях: зерна расположены почти вертикально к поверхности сварки.

Анализ микроструктуры металла шва (ЗП) показал, что как при сварке на воздухе, так и при сварке в ванне с проточной водой наблюдается формирование мелких равноосных рекристаллизованных зерен. Это характерная структура для алюминиевых сплавов, подвергнутых сварке трением с перемешиванием (рисунок 4.7).

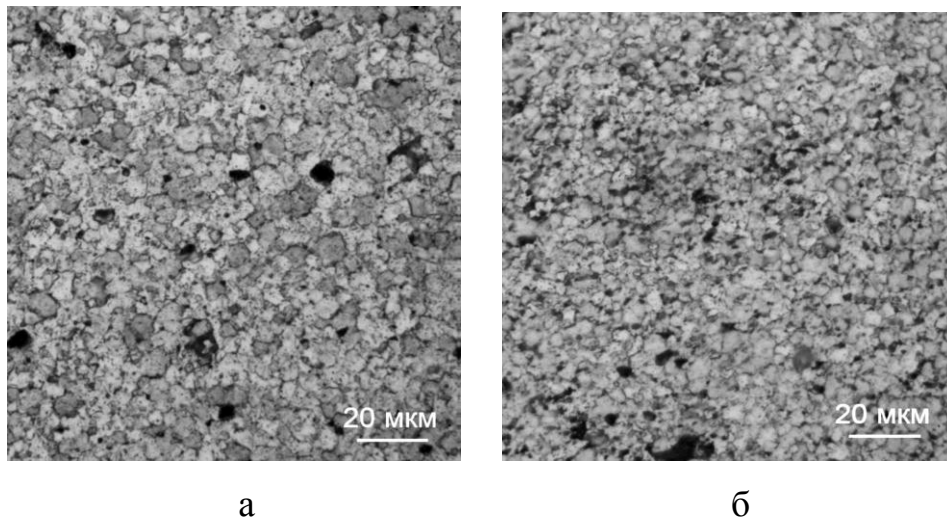


Рисунок 4.7 – Микроструктура зоны перемешивания при сварке сплава системы Al–Cu–Mg на воздухе (а) и в ванне с проточной водой (б)

Применение дополнительного охлаждения водой при сварке трением с перемешиванием листов сплава системы Al–Cu–Mg способствует фиксации более мелкого размера зерен в зоне перемешивания по сравнению со сваркой на воздухе. Достигается уменьшение размера зерна с 9,5 до 4,8 мкм [151].

4.3. Влияние дополнительного охлаждения при сварке трением с перемешиванием на структуру и свойства соединений алюминиевого сплава 1565чМ и 1565чН116

Образцы стыковых сварных соединений изготавливали на опытно-промышленных установках ЗАО «Чебоксарское предприятие «Сеспель» с разработанными инструментальной и сборочно-сварочной оснасткой.

Режимы сварки образцов на воздухе и в воде представлены в таблице 4.5.

Таблица 4.5 – Режимы сварки трением с перемешиванием листов сплава 1565чМ и 1565чН116

Среда СТП	Частота вращения инструмента, об/мин	Скорость сварки, мм/мин	Угол наклона инструмента в плоскости стыка (против часовой стрелки), град	Усилие прижатия буртика инструмента к поверхности деталей, кН
Воздух	550	300	3	1,5–1,8
Вода	850	220	3	1,5–1,8

Внешний вид сварных швов, выполненных на воздухе и в ванне с проточной водой приведен на рисунке 4.8.

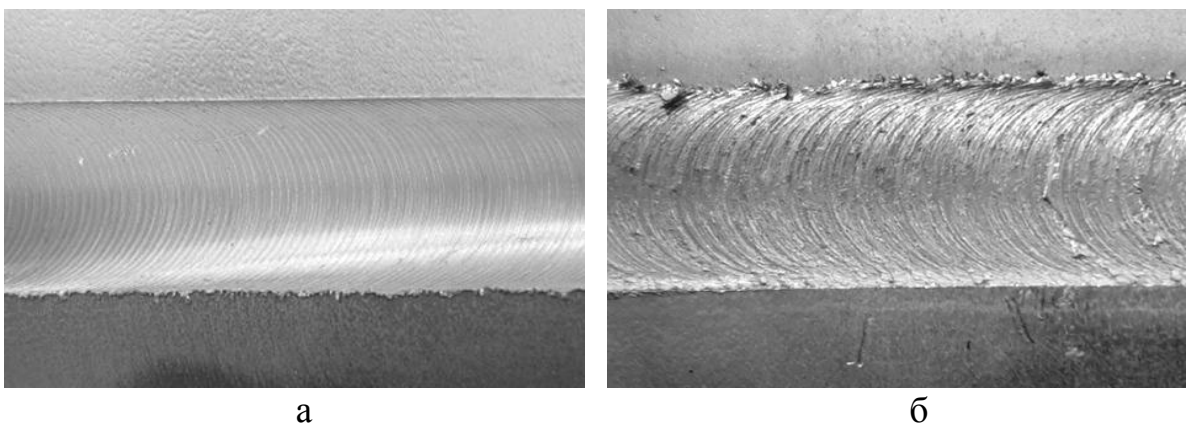


Рисунок 4.8 – Внешний вид швов сплава 1565чН116 при сварке на воздухе (а) и в ванне с проточной водой (б) [153]

Сравнение внешнего вида шва сплава 1565чН116, выполненного СТП на воздухе и в ванне с проточной водой, показывает, что применение более интенсивного охлаждения в воде приводит к увеличению шероховатости поверхности шва с 18–25 мкм на воздухе до 85–128 мкм при СТП в воде.

В таблице 4.6 приведены результаты механических испытаний сварных соединений сплава 1565чН116, выполненных СТП на воздухе и в ванне с проточной водой [153].

Таблица 4.6 – Механические свойства сварных соединений листов сплава 1565чМ и 1565чН116, полученных СТП

Вариант выполнения СТП	Механические свойства сварных соединений					Зона разрушения соединения при испытаниях
	Временное сопротивление соединения σ_b , МПа	Коэффициент прочности К	Временное сопротивление металла шва σ_b , МПа		Угол изгиба α , град.	
			вдоль направления сварки	поперек направления сварки		
Сплав 1565чН116						
На воздухе	<u>375–385</u> 380	0,94–0,95	<u>388–396</u> 393	<u>390–399</u> 395	180	По ЗТМВ со стороны отхода инструмента (при испытании сварного соединения)
В ванне с проточной водой	<u>384–390</u> 388	0,97–0,99	<u>398–410</u> 405	<u>403–412</u> 407	180	
Сплав 1565чМ						
На воздухе	<u>341–345</u> 343	0,95–0,96	<u>348–356</u> 353	<u>350–359</u> 355	180	По ЗТМВ со стороны отхода инструмента (при испытании сварного соединения)
В ванне с проточной водой	<u>348–355</u> 353	0,97–0,99	<u>358–370</u> 365	<u>366–382</u> 372	180	

Примечание: диаметр оправки для определения угла изгиба равен двум толщинам образца, т.е. 10 мм.

Анализ данных таблицы 4.6 показывает, что временное сопротивление сварного соединения сплава 1565чН116 и 1565чМ при использовании дополнительного охлаждения в воде остается примерно на уровне

соединений, полученных СТП на воздухе. Это также подтверждается значением коэффициента прочности соединения, который находится на уровне 0,95–0,99.

Сварка с охлаждением шва в воде позволила несколько повысить временное сопротивление металла шва с 393–395 МПа до 405–407 МПа для листов сплава 1565чН116. При этом значение угла изгиба сохраняется на уровне 180° как для сплава 1565чМ, так и для сплава 1565чН116.

Разрушение сварных соединений при испытаниях на растяжение как в случае сварки в ванне с проточной водой, так и в случае сварки на воздухе проходило по зоне термомеханического воздействия со стороны отхода рабочего инструмента (рисунок 4.9).



Рисунок 4.9 – Разрушение сварного соединения листов сплава 1565чН116 по зоне термомеханического воздействия

Фрактографические исследования поверхности разрушения, выполненные после проведения испытаний на растяжение, показали идентичность характера разрушения обоих видов образцов. В обоих случаях разрушение носило вязкий транскристаллитный характер с формированием развитого ямочного микрорельефа (рисунок 4.10). Заметной разницы в размере ямок не обнаружено, скопления крупных частиц и дефектов в виде трещин и расслоений не наблюдалось.

В таблице 4.7 приведены результаты замеров микротвердости в различных структурных зонах сварного соединения. Сравнение данных приведенных в таблице показывает, что при сварке в ванне с проточной

ВОДОЙ твердость во всех зонах сварного шва выше, чем при сварке на воздухе.

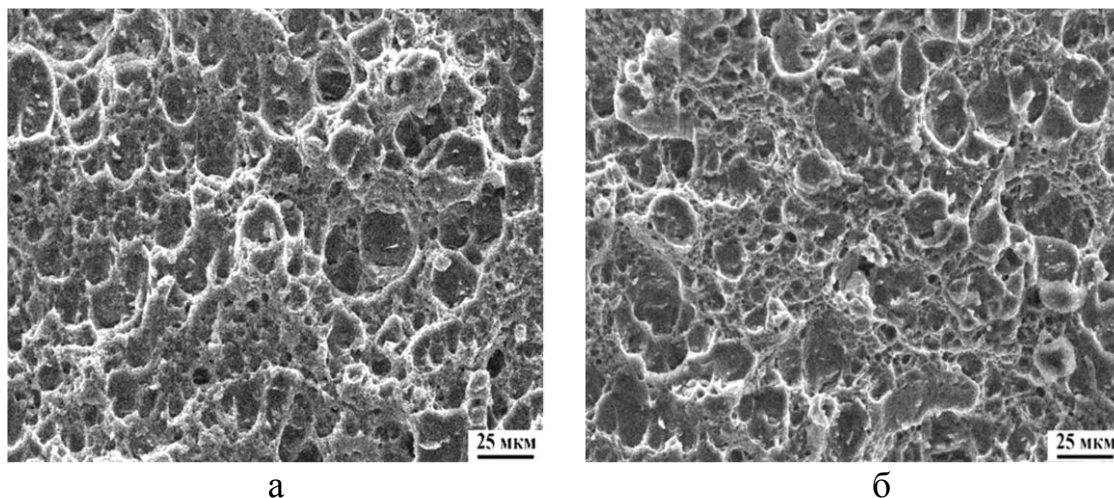


Рисунок 4.10 – Структура поверхности разрушения металла шва сварного соединения листов сплава 1565ЧН116:

а – вдоль направления сварки; б – поперек направления сварки

Таблица 4.7 – Значения микротвердости в различных структурных зонах соединения листов сплава 1565ЧН116

Характеристика	СТП на воздухе				СТП в ванне с проточной водой			
	Основной металл	ЗТВ	ЗТМВ	ЗП	Основной металл	ЗТВ	ЗТМВ	ЗП
Микротвердость (при $P = 0,5 \text{ Н}$)	85–87	74–75	84–86	105–109	85–87	78–80	96–100	120–124
Ширина структурных зон, мм	–	3,5–4,2	1,2–1,6	5,5–5,8	–	1,7–2,1	1,1–1,3	5,5–6,1

Наиболее высокие значения микротвердости (они выше чем у основного металла) получены в зоне перемешивания (ЗП), при этом следует отметить, что при сварке в ванне с проточной водой значения микротвердости, на 8–11% превышает значение микротвердости ЗП шва при СТП на воздухе. Для обоих вариантов сварки повышенная твердость металла ЗП обусловлена формированием равноосной рекристаллизованной зеренной структуры (рисунок 4.10).

В зоне термомеханического воздействия и термического влияния микротвердость ниже микротвердости зоны перемешивания (ЗП). Микротвердость зоны термомеханического воздействия превышает микротвердость зоны термического влияния (ЗТВ), в обоих случаях твердость в ЗТВ ниже твердости основного металла

Изменение условий охлаждения сварного соединения при переходе от СТП на воздухе к сварке в воде практически не сказывается на ширине зоны перемешивания и ЗТМВ, а вот ширина зоны термического влияния сокращается примерно в 2 раза.

На рисунке 4.11 приведены данные по размеру зерна в различных зонах сварного соединения при СТП в воде и на воздухе. Размер зерна в основном металле составляет 25 ± 5 мкм.

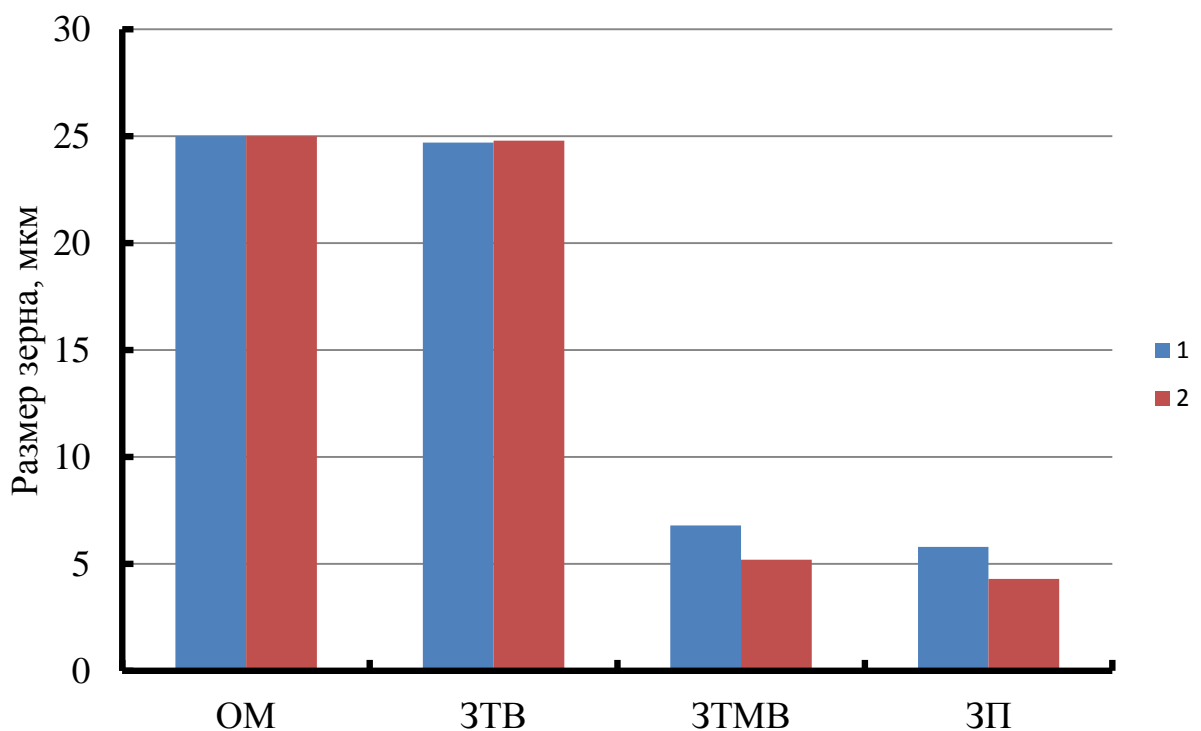


Рисунок 4.11 – Средние размеры зерна твердого раствора при СТП образцов сплава 1565чН116:

1 – на воздухе; 2 – в ванне с проточной водой

Несмотря на элементы пластической деформации в зоне термомеханического воздействия, не происходит рекристаллизация. Кроме того, угол деформации вытянутых зерен вблизи граничной области после

сварки с принудительным охлаждением выше, чем в остальных случаях: зерна расположены почти вертикально к поверхности сварки.

Анализ микроструктуры металла шва (ЗП) показал, что как при сварке на воздухе, так и при сварке в ванне с проточной водой наблюдается формирование мелких равноосных рекристаллизованных зерен. Это характерная структура для алюминиевых сплавов, подвергнутых сварке трением с перемешиванием.

Применение принудительного охлаждения водой при сварке трением с перемешиванием листов сплава 1565чМ и 1565Н116 способствует фиксации более мелкого размера зерен в зоне перемешивания по сравнению со сваркой на воздухе.

4.4. Влияние дополнительного охлаждения на термический цикл сварки трением с перемешиванием алюминиевых сплавов

Для определения влияния дополнительного охлаждения на структуру сварных соединений сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn была выполнена сварка образцов на воздухе и с погружением рабочего инструмента и свариваемых заготовок в ванну с проточной водой. Для создания равноценных условий нагрева сварку образцов на воздухе и в ванне с водой выполняли при одинаковых значениях частоты вращения рабочего инструмента (850 об/мин) и скорости сварки (220 мм/мин). Влияние дополнительного охлаждения шва при сварке в ванне с водой на температуру металла в зоне перемешивания проиллюстрировано на рисунке 4.12.

Анализ приведенных термических циклов позволяет заключить, что при сварке в ванне с проточной водой наблюдается сокращение времени пребывания металла шва при повышенной температуре (выше 200 °С) примерно с 15 до 10 секунд.

Такое сокращение времени пребывания металла шва при повышенных температурах находит свое отражение в уменьшении среднего размера шва с 9,5 до 4,8 мкм.

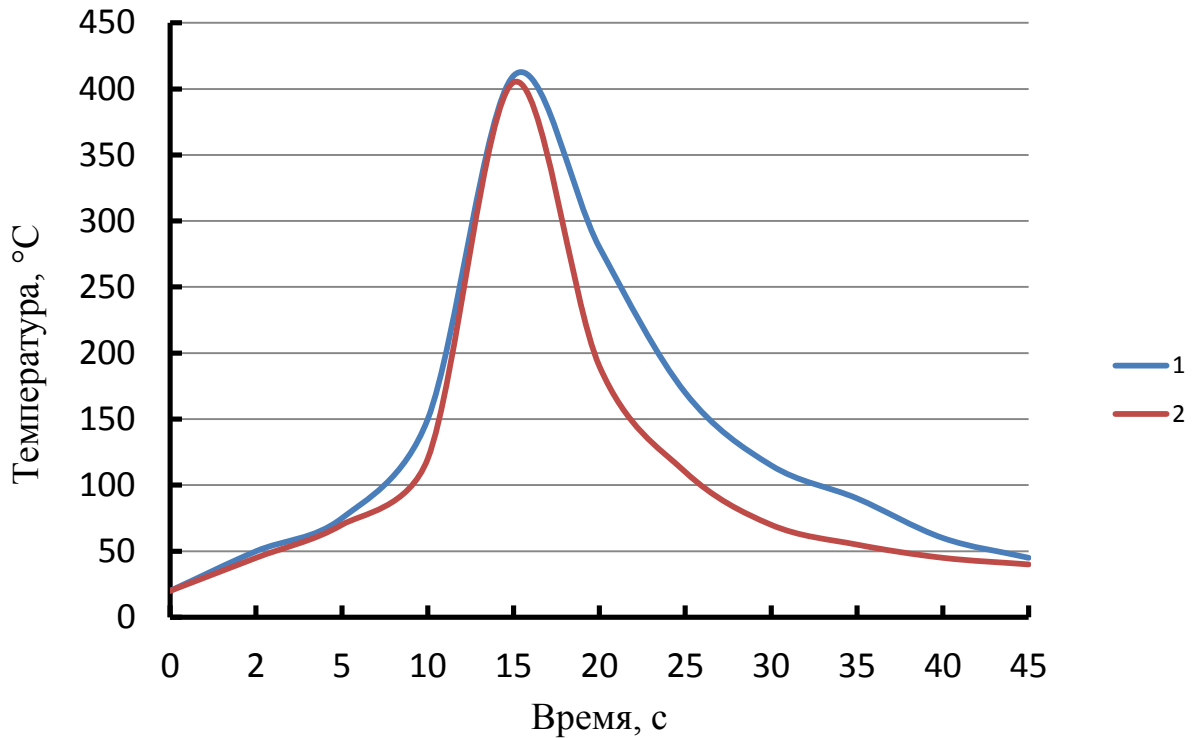


Рисунок 4.12 – Влияние технологии охлаждения сварного соединения сплава системы Al–Cu–Mg на температуру металла в зоне формирования шва: 1 – СТП на воздухе; 2 – СТП в ванне с водой. Частота вращения инструмента 900 об/мин, скорость сварки 125 мм/мин.

Для получения более детальной картины по влиянию дополнительного охлаждения на величину зерна в зоне перемешивания исследуемых сплавов была осуществлена сварка трением с перемешиванием с охлаждением шва водно-воздушными струями, направленными на металл шва непосредственно сразу за рабочим инструментом.

Для оценки влияния скорости охлаждения металла шва и длительности его пребывания при повышенных температурах часть образцов сваривали с сопутствующим подогревом в интервале температур 50–200 °C за счет

применения вмонтированных в подкладку сварочного приспособления спиральных нагревателей.

Результаты проведенных экспериментов представлены в таблице 4.8.

Таблица 4.8 – Влияние технологии охлаждения и сопутствующего подогрева при сварке на средний размер зерен и доля БУГ в зоне перемешивания

Вариант сварки образцов	Средний размер зерна в зоне перемешивания, мкм		Доля большеугловых границ БУГ, %	
	Сплав Al–Cu–Mg	Сплав Al–Mg–Mn	Сплав Al–Cu–Mg	Сплав Al–Mg–Mn
СТП на воздухе без подогрева	9,5	8,2	65	68
СТП на воздухе с сопутствующим подогревом 50 °С	9,7	8,6	61	65
СТП на воздухе с сопутствующим подогревом 100 °С	10,8	9,5	54	60
СТП на воздухе с сопутствующим подогревом 150 °С	12,2	10,7	45	52
СТП на воздухе с сопутствующим подогревом 200 °С	15,9	14,4	33	41
СТП в ванне с проточной водой	4,8	4,1	80	82
СТП с охлаждением шва водно-воздушной струей	2,3	1,7	85	87

Из полученных экспериментальных результатов следует, что применение сопутствующего подогрева при сварке способствует увеличению среднего размера зерна в шве и снижению доли большеугловых границ для обоих исследуемых сплавов. При этом влияние сопутствующего подогрева начинает заметно сказываться при температурах 150–200 °С.

Использование дополнительного охлаждения как при погружении свариваемых пластин и рабочего инструмента в ванну с проточной водой, так и при охлаждении шва направленной водно-воздушной струей, наблюдается уменьшение среднего размера зерна в зоне перемешивания и рост доли большеугловых границ. При СТП с охлаждением шва направленной водно-воздушной струей наблюдается наименьшее значение среднего размера зерна

в шве и наибольшая доля большеугловых границ. Это можно объяснить большей скоростью охлаждения металла шва при СТП с охлаждением зоны перемешивания направленной водно-воздушной струей. В случае сварки в ванне с проточной водой скорость охлаждения будет меньше по причине формирования газопарового колокола вокруг зоны перемешивания и рабочего инструмента.

4.5. Влияние технологии охлаждения на коррозионную стойкость сварных соединений сплавов систем легирования Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn

Склонность сварных соединений к межкристаллитной коррозии (МКК) оценивали в соответствии с ГОСТ 9.021–74.

Испытания проводили в растворе, содержащем: 3%-ный раствор хлористого натрия по ГОСТ 4233–77 с добавлением 1% соляной кислоты по ГОСТ 14261–77 (30 г/дм³ хлористого натрия плюс 10 см³/дм³ соляной кислоты плотностью 1,19 г/см³), температура раствора 18–25°C, продолжительность испытания 24 ч.

Перед испытанием образцы подвергались травлению в течение 2–5 мин в 5-10%-ном растворе едкого натра при температуре раствора 45–60 °C и осветлению в 25-30%-ном растворе азотной кислоты. После травления и осветления образцы промывались в горячей и холодной воде с последующей сушкой в подвешенном состоянии потоком воздуха от вентилятора.

Результаты исследования влияния дополнительного охлаждения сварного соединения на склонность сварных соединений сплава системы Al–Cu–Mg к межкристаллитной коррозии представлены на рисунке 4.13.

Межкристаллитная коррозия основного металла составляет 0,05 мм и является самой низкой из всех структурных зон соединения. Наиболее подвержена межкристаллитной коррозии зона термического влияния (ЗТВ). В несколько меньшей степени межкристаллитная коррозия проявляется в

зоне термомеханического воздействия. После основного металла наибольшей устойчивостью к межкристаллитной коррозии обладает металл шва (ЗП).

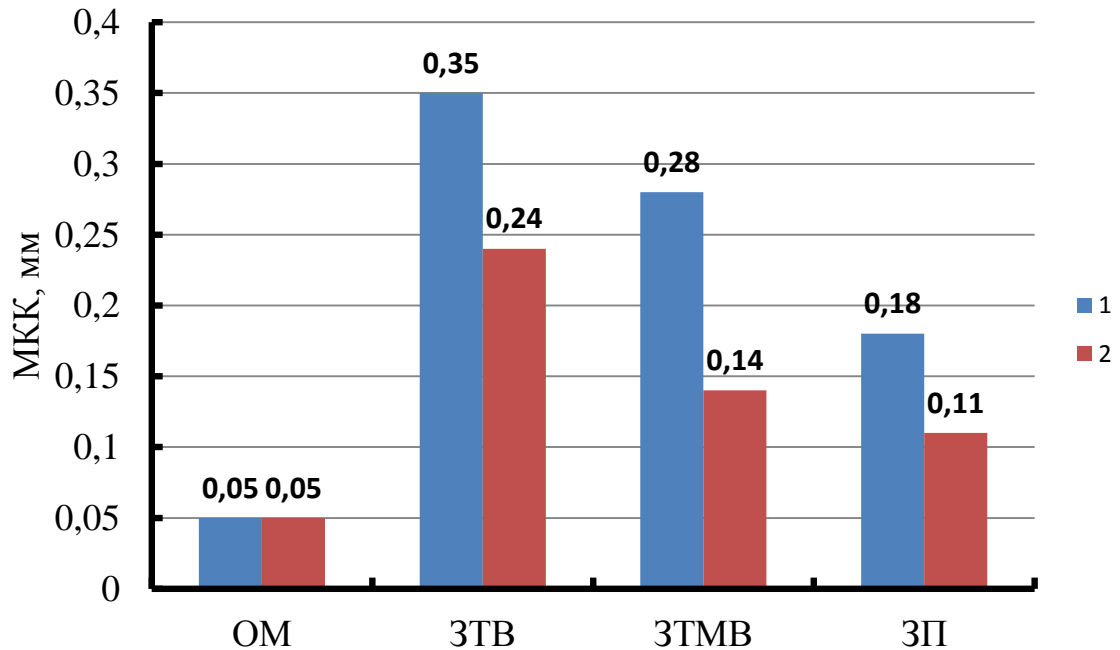


Рисунок 4.13 – Глубина межкристаллитной коррозии (МКК) по различным зонам сварного соединения сплава системы Al–Cu–Mg:
1 – СТП на воздухе; 2 – СТП в ванне с проточной водой

Благодаря более высокой скорости охлаждения при охлаждении сварного соединения в ванне с проточной водой стойкость против межкристаллитной коррозии всех зон сварного соединения (кроме основного металла) возрастает примерно в 1,4–2 раза в зависимости от структурной зоны. Наибольший прирост коррозионной стойкости наблюдался для зоны термомеханического воздействия [151].

На рисунке 4.14 показано коррозионное поражение сварного соединения при испытаниях на стойкость против МКК, располагающееся на стыке между ЗТВ и ЗТМВ.

Из полученных результатов следует, что дополнительное охлаждение обеспечивает более высокие скорости охлаждения на центральной зоне (ЗП) соединения. В результате в этой области формируется более мелкое зерно и достигается более высокие прочностные свойства. Помимо этого, общее

увеличение скорости охлаждения сварного соединения в целом благоприятно влияет на стойкость против межкристаллитной коррозии.

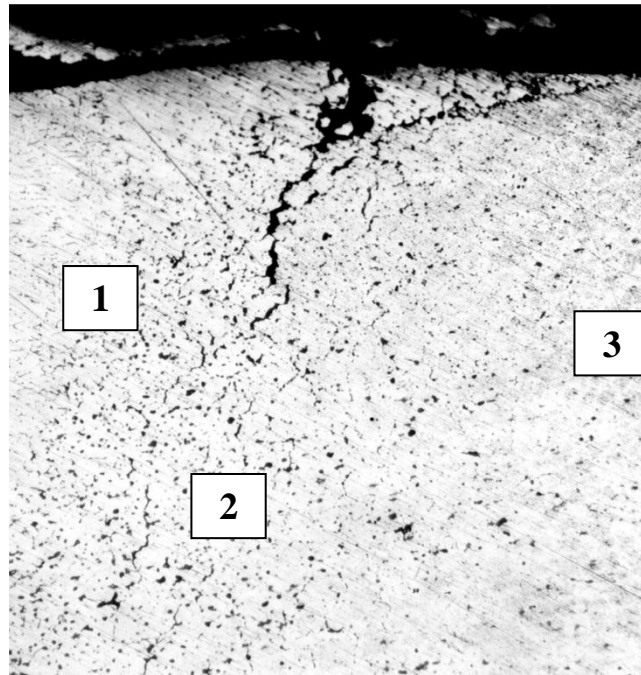


Рисунок 4.14 – Межкристаллическая коррозия металла зоны термического влияния соединения сплава системы Al–Cu–Mg, полученного СТП на воздухе (x150): 1 – зона термомеханического воздействия; 2 – зона термического влияния; 3 – основной металл

Результаты испытаний сварных соединений сплава 1565ч системы Al–Mg–Mn на стойкость к межкристаллитной коррозии приведены в таблице 4.9 [153].

Таблица 4.9 – **Результаты коррозионных испытаний сварных соединений сплава 1565ч, полученных СТП**

Вариант СТП	Склонность к межкристаллитной коррозии (МКК), мм			
	Основной металл	ЗТВ	ЗТМВ	Шов
СТП на воздухе	0,08	0,27	0,22	0,14
СТП в ванне с проточной водой	0,08	0,17	0,14	0,10

При СТП в ванне с проточной водой по сравнению с СТП на воздухе отмечается снижение интенсивности межкристаллитной коррозии. Установлено, что в сравнении с основным металлом, значительному коррозионному воздействию подвержена зона термического влияния и зона термомеханического воздействия сварных соединений (рисунок 4.15).

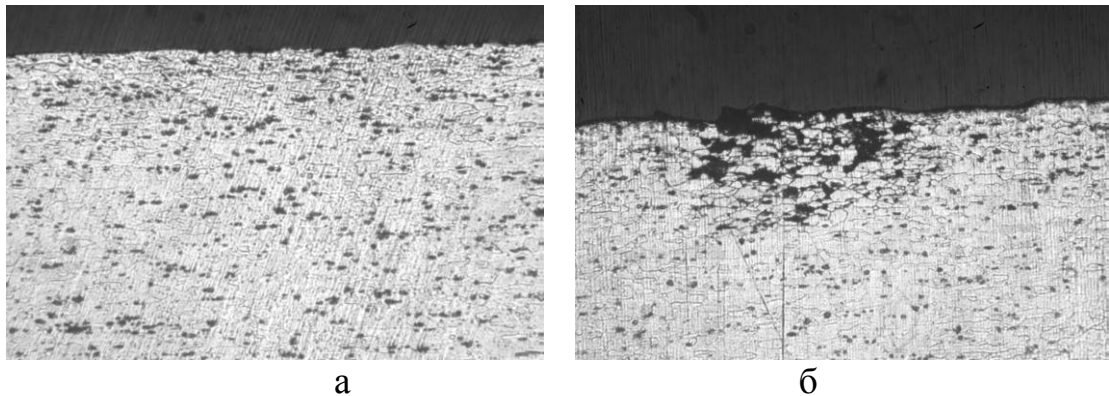


Рисунок 4.15 – Характер межкристаллитной коррозии основного металла (а), зоны термического влияния (б) (x200) сварного соединения сплава 1565ч, полученного СТП на воздухе

В таблице 4.10 приведены результаты сравнительных испытаний сварных соединений сплава системы Al–Cu–Mg, выполненных по различным технологиям сварки.

Таблица 4.10 – Результаты испытаний на склонность сплава системы Al–Cu–Mg и его сварных соединений к межкристаллитной коррозии

Вид образца	Склонность к МКК в растворе 3 % NaCl + 1 % HCl	
	Максимальная глубина, мм	Характер коррозии
Основной металл	0,08	МКК
Сварное соединение ААрДС (присадочная проволока Св1117)	0,49	МКК + РК
Сварное соединение СТП на воздухе	0,36	МКК + РК
Сварное соединение СТП, выполненное в ванне с проточной водой	0,25	МКК + РК
Сварное соединение СТП, выполненное с охлаждением шва водно-воздушной струей	0,17	МКК + РК

Примечания: МКК – межкристаллитная коррозия (избирательная коррозия по границам зерен или околোগраничным участкам); РК – расслаивающая коррозия (результат быстрого разъедания границ или элементов структуры, вытянутых параллельно поверхности изделия).

В результате испытаний установлен специфический характер разрушения сварных соединений сплава системы легирования Al–Cu–Mg после коррозионных испытаний. Соединения сплава системы легирования Al–Cu–Mg разрушаются как по шву и ЗТВ, так и по основному металлу.

Образцы основного металла к стойкости против коррозионного растрескивания испытывали при нагрузке, равной $0,75\sigma_{0,2}$, а сварных соединений – при 160 Н/мм^2 . Результаты испытаний приведены в таблице 4.11.

Таблица 4.11 – Стойкость против коррозионного растрескивания под напряжением основного металла и сварных соединений сплава системы легирования Al–Cu–Mg

Образец	Нагрузка, Н/мм ²	Длительность, сутки
Основной металл	217,5	<u>18–55</u> 38
Сварное соединение ААрДС	160,0	<u>4–29</u> 22
Сварное соединение СТП, выполненное на воздухе	160,0	<u>20–34</u> 27
Сварное соединение СТП, выполненное в ванне с проточной водой	160,0	<u>28–35</u> 31
Сварное соединение СТП, выполненное с охлаждением шва водно-воздушной струей	160,0	<u>30–37</u> 34

Установлено, что среднее время до разрушения в коррозионной среде сплава системы Al–Cu–Mg составляет 38 суток. У сварных соединений данного сплава, выполненных автоматической аргодуговой сваркой с присадкой Св1177, долговечность составляет в среднем 22 суток. Сварные соединения исследуемого сплава, выполненные СТП на воздухе, разрушались в среднем через 27 суток после начала испытаний.

Наибольшей стойкостью к коррозионному растрескиванию обладали сварные соединения сплава системы Al–Cu–Mg, выполненные СТП с

охлаждением металла шва направленной водно-воздушной струей (таблица 4.11).

Выводы к главе 4

1. Осуществление сварки трением с перемешиванием листов сплавов систем Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn толщиной 5 мм в ванне с проточной водой и с принудительным охлаждением металла шва направленной водно-воздушной струей позволяет получить бездефектное сварное соединение и способствует уменьшению размера зерна в зоне перемешивания с 6,8 до 4,5 мкм (для сплава 1565ч) и с 9,5 до 4,8 мкм для сплава системы Al–Cu–Mg.

2. Принудительное охлаждение в процессе сварки трением с перемешиванием проточной водой способствует повышению временного сопротивления и твердости металла шва (зоны перемешивания) при сохранении области разрушения соединений в процессе испытаний – по зоне термомеханического воздействия со стороны отхода инструмента.

3. Дополнительное охлаждение водой или водно-воздушной струей при сварке трением сплава системы Al–Cu–Mg приводит существенному (1,4–2 раза) снижению склонности различных зон сварного шва к межкристаллитной коррозии и является весьма эффективным методом повышения коррозионной стойкости сварных соединений листов сплава системы Al–Cu–Mg.

4. Применение дополнительного охлаждения водой или водно-воздушной струей при сварке трением сплава системы Al–Cu–Mg позволяет повысить стойкость сварных соединений исследуемого сплава к коррозионному растрескиванию.

Глава 5. ВЛИЯНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ НАГРЕВОВ НА СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЛИСТОВ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Cu–Mg

5.1. Механические свойства листов сплава системы Al–Cu–Mg и их сварных соединений при повышенных температурах испытаний

Так как сплав системы Al–Cu–Mg является жаропрочным материалом, были проведены сравнительные испытания листов исследуемого сплава и их сварных соединений при температурах 20–450 °С. Для определения временного сопротивления сварных соединений испытывали плоские образцы без снятия выпуклости сварного шва.

В таблице 5.1 приведены результаты испытаний листов сплава системы Al–Cu–Mg при повышенных температурах [150].

Таблица 5.1 – Механические свойства листов сплава 1151 при испытании образцов на растяжение (длительность выдержки при температуре испытаний 15 минут)

Температура испытаний, °С	Временное сопротивление σ_B , МПа	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %
20	460,1	318,4	13,2
200	388,5	288,2	13,8
300	293,2	253,3	14,4
350	168,4	123,2	15,5
400	63,3	47,3	16,6
450	43,5	23,1	17,5

Примечание. Приведены средние данные по результатам испытаний 10 образцов.

В таблице 5.2 приведены свойства сварных соединений сплава системы Al–Cu–Mg при повышенных температурах. Независимо от температуры испытания, разрушение образцов сварных соединений, выполненных аргонодуговой сваркой, происходило по зоне сплавления. Сварные

соединения, выполненные сваркой трением с перемешиванием, разрушались по зоне термомеханического воздействия.

Таблица 5.2 – Временное сопротивление основного металла и сварных соединений сплава системы Al–Cu–Mg при различных температурах нагрева

Образец	Временное сопротивление σ_B , МПа при температуре нагрева		
	20 °С	200 °С	300 °С
Основной металл	<u>442–444</u> 443	<u>367–377</u> 372	<u>158–162</u> 160
Сварное соединение ААрДС	<u>350–378</u> 363	<u>305–318</u> 311	<u>156–173</u> 165
Сварное соединение СТП	<u>408–416</u> 410	<u>337–348</u> 342	<u>162–178</u> 170
<i>Примечание.</i> ААрДС – автоматическая аргодуговая сварка неплавящимся электродом с присадочной проволокой Св1177; СТП – сварка трением с перемешиванием.			

Важно отметить, что сварные соединения листов сплава Al–Cu–Mg, полученные сваркой трением с перемешиванием, обладают временным сопротивлением, превышающим значение временного сопротивления соединений, полученных сваркой плавлением (аргодуговая сварка) при повышенных температурах (таблица 5.3, рисунок 5.1).

5.2. Влияние эксплуатационных нагревов на свойства и структуру сварных соединений листов алюминиевого сплава системы Al–Cu–Mg

Цель данной исследования заключалась в определении влияния эксплуатационных нагревов на изменение механических свойств и структуры сварных соединений листов алюминиевого жаропрочного сплава системы Al–Cu–Mg, полученных аргодуговой сваркой неплавящимся электродом и сваркой трением с перемешиванием.

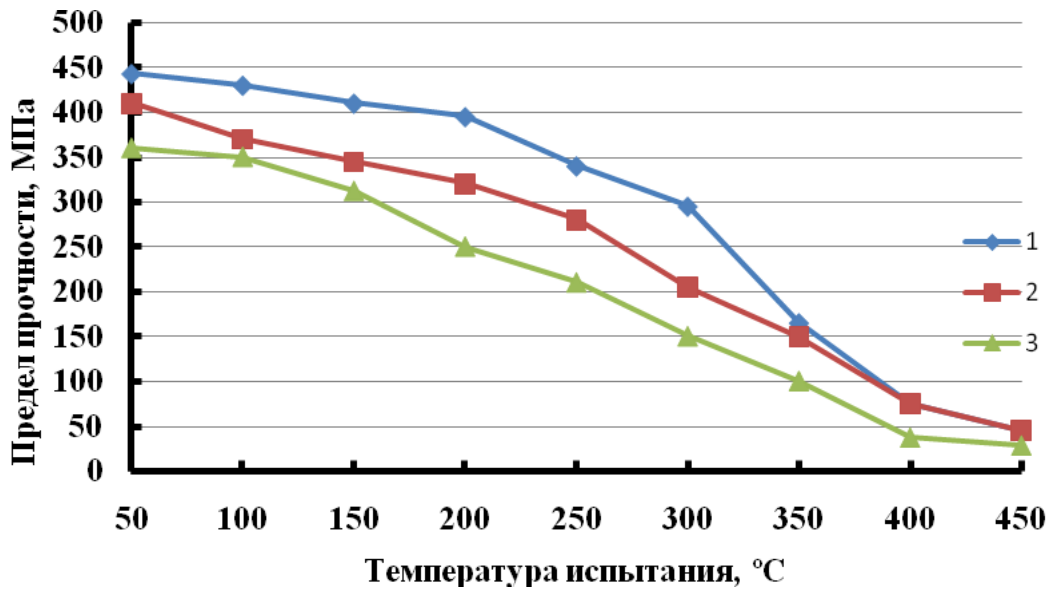


Рисунок 5.1 – Влияние температуры испытания на предел прочности сплава 1151 (а) и его сварных соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием (2) аргонодуговой сваркой с присадочной проволокой Св1177 (3)

Таблица 5.3 – Механические свойства сварных соединений сплава системы Al–Cu–Mg при различных температурах испытаний

Температура испытаний, °C	Режим испытаний	ААрДС		СТП	
		σ_B , МПа	$K_{пр}$	σ_B , МПа	$K_{пр}$
20	Время достижения	363,0	0,82	410,1	0,92
200	Температуры– 15 мин; выдержка –15 мин	343,2	0,90	387,1	0,96
300		203,5	0,72	220,6	0,76
350		144,6	0,94	153,8	1,0
400		63,4	1,0	63,4	1,0
450		43,2	1,0	43,2	1,0

Примечание. $K_{пр}$ – коэффициент прочности сварного соединения (отношение предела прочности сварного соединения к пределу прочности основного металла при температуре испытаний).

Анализ условий эксплуатации деталей и узлов авиационной техники показывает, что при эксплуатации конструкций из листов сплава системы Al–Cu–Mg в закаленном и естественно состаренном состоянии возможен

нагрев до температура 150–200 °С продолжительностью до 8 часов, а также кратковременные нагревы до температуры 400 °С.

Образцы подвергались длительной однократной выдержке – 7 часов при температурах 100, 125, 150, 175 и 200 °С, что имитировало соответствующие нагревы при эксплуатации конструкций. Часть образцов и сварных соединений подвергалась нагреву до 300, 350, 400 °С при выдержке 30 минут и 3 часа.

После термического воздействия образцы испытывались на статическое растяжение. Для определения механических свойств при растяжении использовалась универсальная разрывная машина УЭМ-5А.

Результаты определения механических свойств образцов приведены в таблице 5.4.

Как следует из данных таблицы 5.4 выдержка образцов из листов сплава системы Al–Cu–Mg при температуре до 100 °С не влияет на механические характеристики.

Таблица 5.4 – Механические свойства листов из сплава системы Al–Cu–Mg в исходном состоянии и после эксплуатационных нагревов

Температура эксплуатационного нагрева, °С	Предел прочности σ_B , МПа	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %	$\chi = \sigma_{0,2}/\sigma_B$
Без нагрева	460	318	13,0	0,69
50	457	317	12,8	0,69
75	456	315	12,5	0,69
100	455	315	12,5	0,69
125	443	319	12,1	0,72
150	442	324	11,2	0,73
175	445	339	10,5	0,76
200	467	398	10,0	0,85

Повышение температуры нагрева до 125–150 °С приводит к незначительным изменениям механических свойств листов. Наблюдается

небольшое повышение условного предела текучести и снижение относительного удлинения.

После нагрева при температуре 175–200 °С временное сопротивление σ_B и условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ увеличиваются, а относительное удлинение δ уменьшается по сравнению с исходным состоянием.

При этом наиболее интенсивно происходит увеличение условного предела текучести – на 25%. Значение временного сопротивления увеличивается по сравнению с исходным состоянием на 1,5%. Относительное удлинение по сравнению с исходным состоянием уменьшается на 30% [147].

Наглядно изменение механических характеристик листовых полуфабрикатов из алюминиевого сплава системы Al–Cu–Mg при изменении температуры эксплуатационного нагрева отражает изменение отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ (рисунок 5.2).

По результатам выполненных исследований, минимальная температура нагрева листов сплава системы Al–Cu–Mg в течение 8 часов, при которой наблюдаются значительные изменения механических характеристик, находится в интервале температур 150–175 °С.

Повышенный температурный интервал эксплуатационных нагревов, вызывающий изменение механических характеристик у листов исследуемого сплава по сравнению другими сплавами Al–Cu–Mg, связано с большей стабильностью структуры у исследуемого сплава. Особенности легирования и фазового состава исследуемого сплава системы Al–Cu–Mg обеспечивают замедление диффузионных процессов в структуре его листовых полуфабрикатов.

Так как исследуемый сплав системы Al–Cu–Mg кроме меди и магния содержит небольшие количества марганца, титана, кремния, железа и других легирующих элементов и примесей, в структуре этого сплава присутствуют также фазы Al_3Fe , Al_6Mn , $Al_{10}Mn_2Si$, Al_7Cu_2Fe и соответствующие твердые растворы на базе некоторых интерметаллидных соединений.

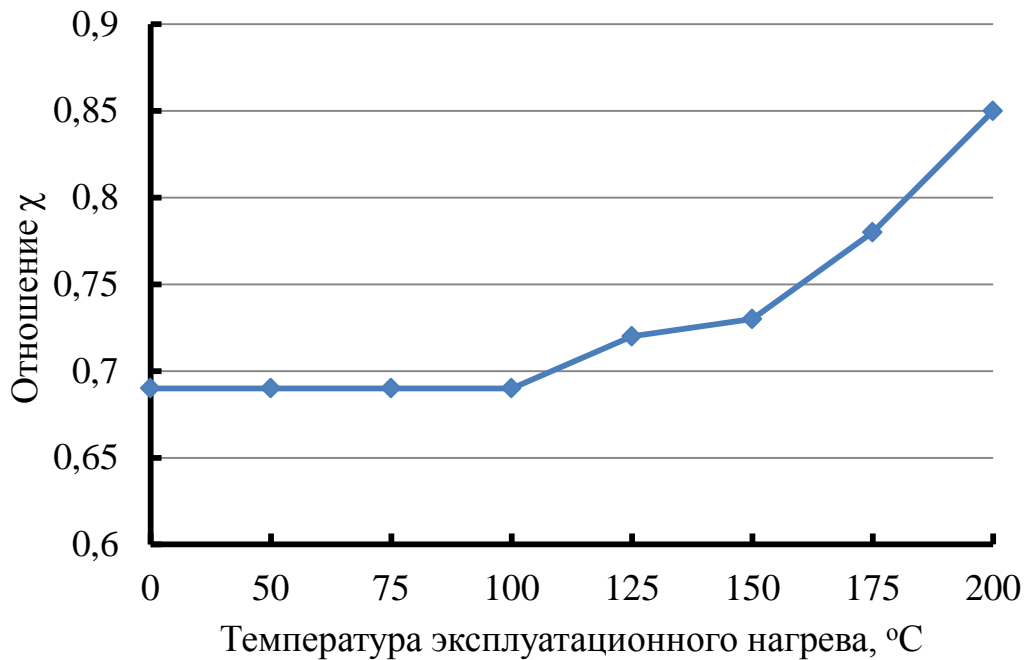


Рисунок 5.2 – Зависимость величины $\chi = \sigma_{0,2}/\sigma_B$ от температуры эксплуатационного нагрева листов из сплава системы Al–Cu–Mg

После закалки и естественного старения структура листов исследуемого сплава системы Al–Cu–Mg состоит из зерен твердого раствора легирующих элементов в алюминии и частиц нерастворимых фаз AlSiMnFe (или AlSiMnCuFe), которые являются твердыми растворами на базе интерметаллидных соединений (рисунок 5.3, а). В этом случае структура сплава состоит из зерен α -твердого раствора легирующих элементов в алюминии и крупных частиц нерастворимых фаз.

При естественном старении сплава системы Al–Cu–Mg на базе зон Гинье–Престона-Багаряцкого (ГПБ) и Гинье–Престона (ГП) происходит выделение промежуточных S"-фазы и θ "-фазы, также способствующих увеличению прочности. Зоны ГПБ и ГП имеют протяженность в несколько десятков нанометров (25–50 нм) и толщиной 5–10 нм и неразличимы на микрошлифах.

Сравнивая фотографии микрошлифов, представленные на рисунке 5.3,а и рисунке 5.3,б, можно сделать вывод о том, что нагревы листов при 100 °C в течение 8 часов не влияют на структуру листов исследуемого сплава системы Al–Cu–Mg.

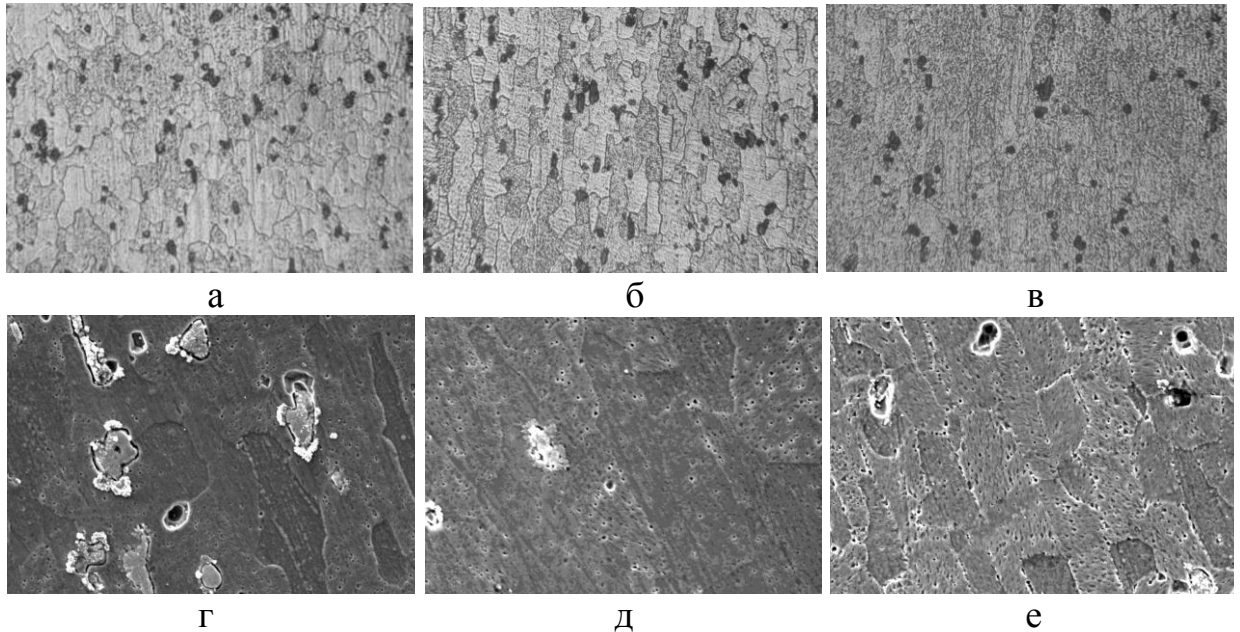


Рисунок 5.3 – Микроструктура листов сплава системы Al–Cu–Mg после нагрева:

а, г – исходное состояние; б, д – 100 °С; в, е – 200 °С;
а, б, в – оптический микроскоп (х450); г, д, е – электронный микроскоп (х1600)

Анализ структур листов из сплава системы Al–Cu–Mg после выдержки при 200 °С свидетельствуют о переходе сплава к фазовому старению (рисунок 5.3, в). Видны субзерна α -твердого раствора и частички S(Al_2CuMg)-фазы, которая выделяется преимущественно по границам субзерен (рисунок 5.3, е).

Частички S-фазы препятствуют движению дислокаций, тем самым, повышая предел прочности и особенно предел текучести, пластичность сплава при этом уменьшается.

Влияние кратковременных высокотемпературных эксплуатационных нагревов 300–400 °С на механические свойства листов сплава системы Al–Cu–Mg представлены в таблице 5.5.

Анализ полученных данных показывает, что высокотемпературные эксплуатационные нагревы, особенно с температурой нагрева 400 °С и выше приводит к перестариванию листов исследуемого сплава системы Al–Cu–Mg, которое сопровождается снижением, в первую очередь, условного предела текучести.

Таблица 5.5 – Механические свойства листов из сплава системы Al–Cu–Mg после кратковременных высокотемпературных эксплуатационных нагревов

Температура нагрева, °С	Время выдержки, час	Временное сопротивление σ_B , МПа	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	$\chi = \sigma_{0,2}/\sigma_B$
Без нагрева		460	318	0,69
300	0,5	452	315	0,69
350	0,5	446	310	0,69
400	0,5	434	290	0,67
300	3	450	309	0,68
350	3	440	302	0,68
400	3	427	277	0,65

В таблице 5.6 представлены результаты испытаний сварных соединений листов сплава системы Al–Cu–Mg, подвергнутых нагреву в диапазоне температур 100–200 °С с выдержкой 8 часов и 300–400 °С с выдержкой 0,5 и 3 часа.

Полученные результаты показывают, что сварные соединения листов сплава системы Al–Cu–Mg отличаются высокой стабильностью механических свойств. Наиболее высокие значения временного сопротивления σ_B сварного соединения наблюдаются после нагрева до 200 °С с выдержкой 8 часов. Это относится как к сварным соединениям, выполненным автоматической аргодуговой сваркой, так и соединениям, полученным сваркой трением с перемешиванием с дополнительным охлаждением сварного шва.

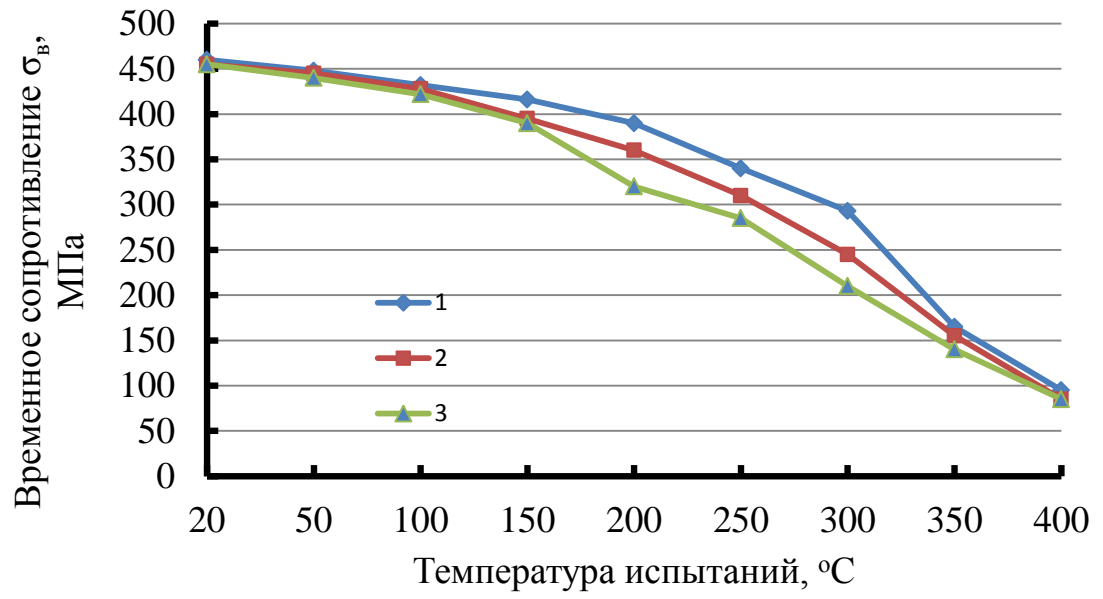
По результатам выполненных исследований листовые полуфабрикаты из алюминиевого сплава системы Al–Cu–Mg могут подвергаться аргодуговой сварке с получением качественных сварных соединений с коэффициентом прочности соединения на уровне 0,68–0,75 и при сварке трением с перемешиванием – 0,81–0,88.

Таблица 5.6 – Временное сопротивление основного металла и сварных соединений листов сплава системы Al–Cu–Mg после эксплуатационных нагревов

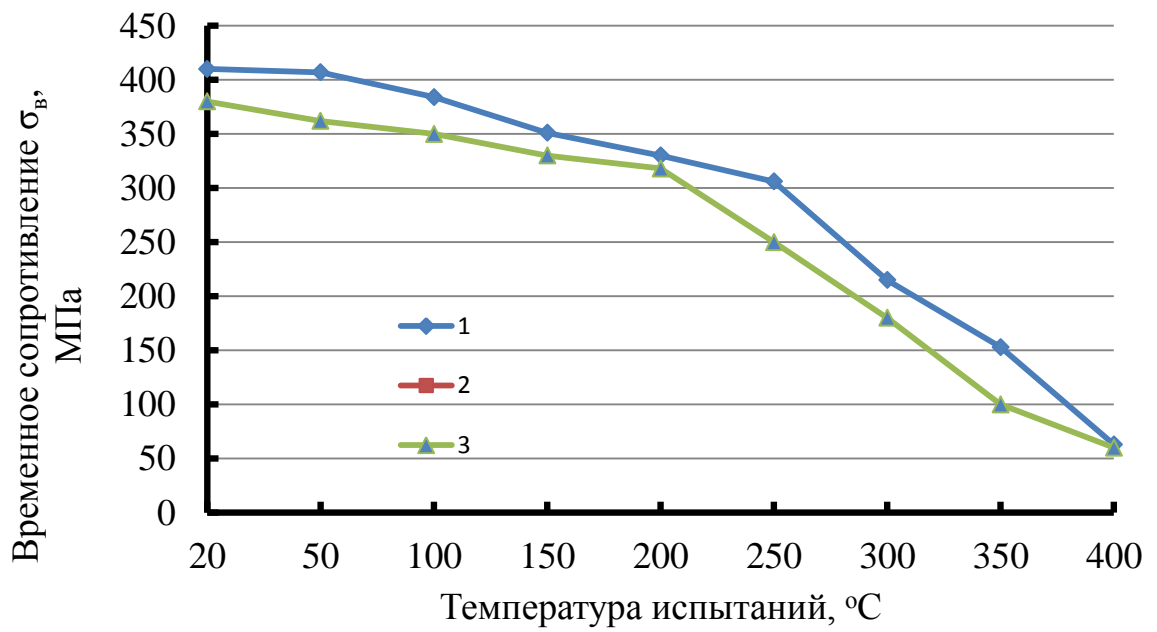
Образец	Временное сопротивление σ_B , МПа									
	Температура эксплуатационного нагрева, °С									
	125	150	175	200	300		350		400	
	Время выдержки, час									
	8	8	8	8	0,5	3	0,5	3	0,5	3
Основной металл	443	442	445	467	452	450	446	440	434	427
Сварное соединение ААрДС	301	309	307	331	316	319	321	303	308	307
Коэффициент прочности $K_{пр}$	0,68	0,69	0,69	0,71	0,70	0,71	0,72	0,69	0,71	0,72
Сварное соединение СТП	358	357	373	397	375	378	374	352	364	362
Коэффициент прочности $K_{пр}$	0,81	0,81	0,83	0,85	0,83	0,84	0,84	0,80	0,84	0,85
<i>Примечание.</i> $K_{пр}$ – коэффициент прочности сварного соединения (отношение предела прочности сварного соединения к пределу прочности основного металла при температуре испытаний).										

Для основного металла и сварных соединений листов сплава системы Al–Cu–Mg были проведены испытания по определению временного сопротивления при повышенной температуре с предварительным эксплуатационным нагревом до 400 °С с выдержкой 0,5 и 3 часа (рисунок 5.4).

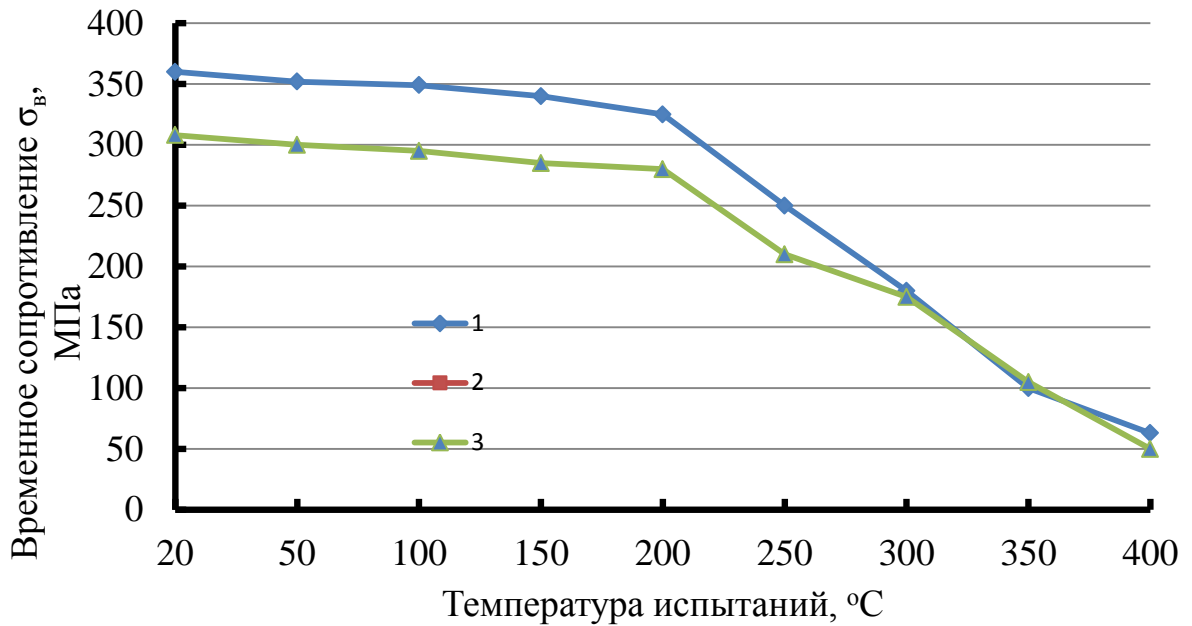
Результаты испытаний показали, что сварные соединения, как и основной металла, под действием предварительного нагрева до 400 °С, теряют в значениях временного сопротивления при повышенных температурах. Особенно этот эффект заметен в диапазоне температур испытаний 50–200 °С. Сварные соединения листов сплава системы Al–Cu–Mg, полученные сваркой трением с перемешиванием, обладают значением временного сопротивления, превышающей временное сопротивление соединений, полученных сваркой плавлением (аргодуговая сварка с присадочной проволокой Св1177) при повышенных температурах (рисунок 5.4).



а



б



в

Рисунок 5.4 – Влияние температуры испытаний на временное сопротивление сплава системы Al–Cu–Mg и его сварных соединений:

а – основного металла; б – сварное соединение, выполненное СТП; в – сварное соединение, выполненное автоматической аргодуговой сваркой; 1 – без предварительного нагрева; 2 – после предварительного нагрева до 400 °С и выдержки в течение 30 минут; 3 – после предварительного нагрева до 400 °С и выдержки в течение 3 часов

5.3. Влияние подварок на свойства сварных соединений сплава системы Al–Cu–Mg, выполненных аргодуговой сваркой

При аргодуговой сварке конструкций из алюминиевых сплавов в условиях производства возможно образование дефектов в виде трещин, цепочек газовых пор и включений оксидной пленки, приводящие к снижению прочности соединений и образованию течей в герметичных отсеках.

Отмеченные дефекты существенно снижают работоспособность сварных соединений. Отрицательное влияние внутренних дефектов наиболее сильно проявляется в условиях эксплуатации сварного соединения при циклическом нагружении, а также в условиях пониженных температур.

Присутствие пор и включений оксидной пленки вблизи зоны сплавления снижают предел выносливости на 25–40% по сравнению с бездефектными швами (особенно для высокопрочных термически упрочняемых алюминиевых сплавов. В связи с этим существуют нормы допустимых внутренних дефектов, количество, размер и расположение которых в шве строго регламентируется в зависимости от условий эксплуатации сварной конструкции.

При исправлении дефектов путем подварок наблюдается изменение свойств металла шва и близлежащих участков зоны термического влияния. Степень изменения свойств сварных соединений определяются технологией выполнения подварок. На рисунке 5.5 представлены возможные варианты выполнения подварок при аргонодуговой сварке.

Цель данной работы заключалась в исследовании влияния подварок, выполняемых ручной аргонодуговой сваркой, на механические свойства и микроструктуру сварных соединений листов сплава системы Al–Cu–Mg, полученных автоматической аргонодуговой сваркой.

Подварки выполняли ручной аргонодуговой сваркой. При подварках и сварке основного шва использовалась присадочная проволока Св1177.

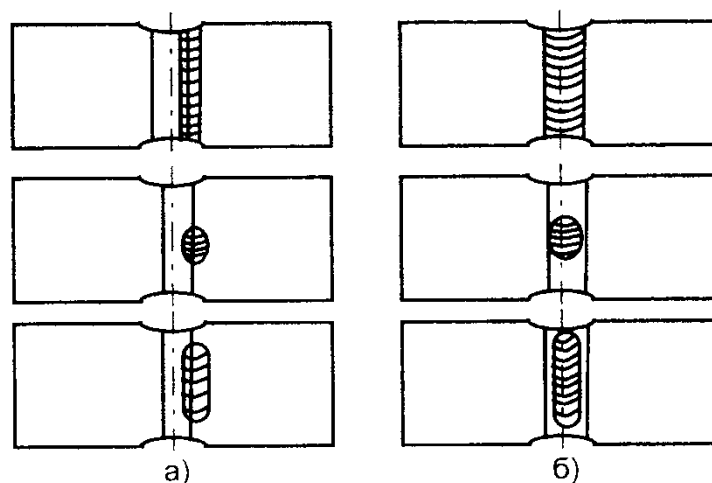


Рисунок 5.5 – Различные варианты выполнения подварок по зоне сплавления (а) и по металлу шва (б)

Результаты механических испытаний (таблица 5.7) показывают, что подварки при выполнении основного шва автоматической аргодуговой сваркой (ААрДЭС) оказывают заметное влияние на прочностные и пластические свойства сварных соединений.

Таблица 5.7 – Влияние подварок, выполненных ручной аргодуговой сваркой на свойства сварных соединений листов сплава системы Al–Cu–Mg, полученных ААрДЭС

Характеристика образца	Временное сопротивление σ_B , МПа		Угол изгиба α , град.		Ударная вязкость КСУ, кДж/м ²			Расстояние очага разрушения образца при испытаниях от зоны сплавления, мм
	С усилением и проплавом	Без усиления и проплава	По шву	По зоне сплавления	По шву	По зоне сплавления	По зоне термического влияния	
Автоматическая аргодуговая сварка (ААрДЭС)	387	353	30	26	52	39	98	6-7
1 подварка РАрДЭС	354	325	27	25	54	31	83	6-7
2 подварки РАрДЭС	337	323	27	20	68	27	84	8-9
3 подварки РАрДЭС	300	288	22	20	72	21	88	10-11
Примечание: Приведены средние результаты испытаний по 10 образцов на вариант.								

Разрушение образцов, изготовленных после сварки и последующих двух подварок по металлу шва происходило по зоне сплавления, а после трех имело место, смешанное разрушение (как по зоне сплавления, так и по металлу шва). При выполнении подварок по зоне сплавления разрушение во всех случаях имело место по зоне термического влияния подварочного шва на расстоянии 4–11 мм от линии сплавления ремонтируемого шва.

Испытания сварных образцов сварных соединений на изгиб показали, что после наложения подварок наблюдается незначительное уменьшение

величины угла изгиба как по шву, так и по зоне сплавления. Разрушение образцов при изгибе, как правило, происходило по металлу шва.

В рамках исследований были проведены исследования влияния температуры испытаний на величину коэффициента прочности сварных соединений листов сплава системы Al–Cu–Mg в зависимости от количества подварок. Результаты испытаний представлены в таблице 5.8 [149].

Таблица 5.8 – Временное сопротивление сварных соединений листов из сплава системы Al–Cu–Mg в зависимости от количества подварок

Температура испытаний, °С	Временное сопротивление при статическом растяжении, МПа								
	Основной металл	Сварное соединение ААрДЭС без подварок		С одной подваркой		С двумя подварками		С тремя подварками	
		σ_B , МПа	σ_B , МПа	К*	σ_B , МПа	К*	σ_B , МПа	К*	σ_B , МПа
20	460	387	0,84	354	0,77	337	0,73	300	0,65
200	388	349	0,90	306	0,79	291	0,75	263	0,68
300	293	219	0,75	208	0,71	196	0,67	202	0,69
350	168	144	0,86	131	0,78	126	0,75	120	0,72
400	65	65	1,0	62	0,95	61	0,93	57	0,88
450	43	43	1,0	43	1,0	43	1,0	43	1,0

Примечание: К* - коэффициент прочности сварного соединения;
 Время достижения температуры – 15 минут; время выдержки – 15 минут;
 Приведены средние результаты испытаний по 10 образцов на вариант.

Полученные результаты свидетельствуют, что с увеличением количества подварок значение временного сопротивления сварного соединения снижается как при комнатной, так и при повышенных температурах испытаний. В то же время прочность соединений при температурах испытаний 400 и 450 °С как с подварками, так и без них, практически одинакова.

Физическая сущность снижения механических свойств сварных соединений при подварках связана со структурными изменениями, происходящими в металле шва и металле зоны сплавления под влиянием повторных нагревов.

При подварке сварных соединений термически упрочняемых сплавов под действием сварочного нагрева в металле шва и зоне термического влияния протекают процессы, ухудшающие механические свойства сварного соединения.

При сварке плавлением в непосредственной близости от шва наблюдается зона оплавления границ зерен. Ширина зоны оплавления зависит от режима аргонодуговой сварки.

В структуре листов сплава системы Al–Cu–Mg эвтектика по границам зерен выделяется в небольших количествах, что обусловлено химическим составом сплава.

Структура зоны сварного шва мелкозернистая, дезориентированная, что характерно для случая быстрого затвердевания расплавленного металла при переохлаждении.

На рисунке 5.6 приведены фотографии микроструктуры в различных зонах шва сварного соединения листовых полуфабрикатов из сплава системы Al–Cu–Mg полученного автоматической аргонодуговой сваркой, с наложением и без наложения подварок ручной дуговой сваркой.

Микроструктура металла шва образцов после автоматической аргонодуговой сварки состоит из α -твердого раствора, на фоне которого закристаллизовалась дендритная сетка. Степень распада твердого раствора в металле шва не одинакова – имеются участки с повышенным и пониженным содержанием эвтектики (рисунок 5.6, *а*).

На образцах, сваренных автоматической АрДЭС с одной и тремя подварками соответственно, в сварном шве по высоте сформировались две зоны, резко отличающиеся между собой по микроструктуре.

В верхней части микроструктура состоит из дендритов тонкого сложения (рисунок 5.6, *б*), а в корне шва сформировалась более грубая структура. На образце с тремя подварками (рисунок 5.6, *в*) зона сварного шва с тонкой структурой более глубокая, чем на образце с одной подваркой. На

образце с тремя подварками в сварном шве вблизи переходной зоны произошло укрупнение дендритов.

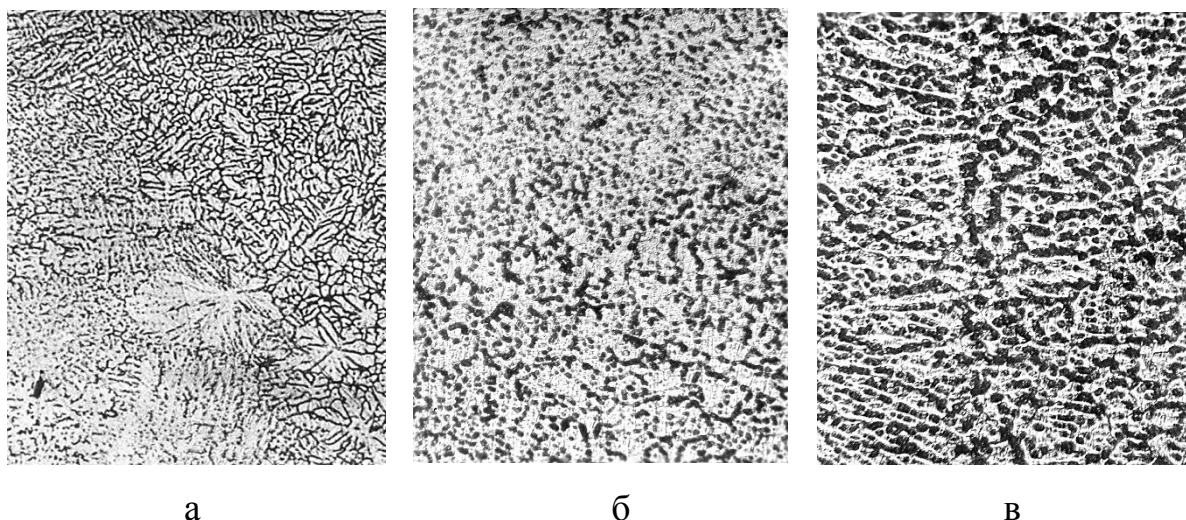


Рисунок 5.6 – Микроструктура металла шва листов сплава системы Al–Cu–Mg после автоматической аргонодуговой сварки (а), одной (б) и трех (в) подварок (x150)

С увеличением количества подварок ширина переходной зоны увеличивается: так на образце без подварок протяженность ее составляет 0,7 мм, на образце с одной подваркой – 0,9 мм и на образце с тремя подварками – 1,3 мм.

Было проведено комплексное исследование коррозионной стойкости сварных соединений листов деформируемого сплава системы Al–Cu–Mg. В процессе исследований определялись следующие характеристики:

1. Склонность к расслаивающей коррозии (РК) в соответствии с ГОСТ 9.904–82;

2. Склонность к межкристаллитной коррозии (МКК) в соответствии с ГОСТ 9.021–74;

Результаты испытаний листов сплава системы Al–Cu–Mg и их сварных соединений показаны в таблице 5.9.

Склонность к межкристаллитной коррозии наблюдается как у листов сплава системы Al–Cu–Mg, так и у сварных соединений с подварками и без

них. Максимальная глубина межкристаллитной коррозии для сварного соединения превышает глубину межкристаллитной коррозии для листов сплава исследуемого примерно в 4,5–5,2 раза.

Таблица 5.9 – Результаты испытаний на склонность листов сплава системы Al–Cu–Mg и их сварных соединений к межкристаллитной коррозии [149]

Тип испытываемого образца	Вид сварки	Количество подварок, шт.	Склонность к МКК* в растворе 3% NaCl + 1% HCl	
			Максимальная глубина, мм	Характер коррозии
Лист	–	–	0,08	МКК
Сварное соединение	ААрДЭС	нет	0,49	МКК + РК**
		1	0,53	МКК + РК
		2	0,59	МКК + РК
		3	0,77	МКК + РК

*МКК (межкристаллитная коррозия) – избирательная коррозия по границам зерен или околограничным участкам; **РК (расслаивающая коррозия) – результат быстрого разъедания границ или элементов структуры, вытянутых параллельно поверхности образца.

Увеличение количества подварок сварных соединений с одной до трех повышает глубину проникания межкристаллитной коррозии с 0,53 до 0,77 мм.

Для сварных соединений сплава системы Al–Cu–Mg, выполненных сваркой плавлением (с подварками и без них), характерен смешанный характер коррозии – межкристаллитная коррозия и расслаивающая коррозия.

5.4. Влияние подварок на свойства сварных соединений сплавов системы Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn, выполненных сваркой трением с перемешиванием

Формирование неразъемного соединения при сварке трением с перемешиванием (СТП) протекает в твердой фазе без расплавления основного металла, что позволяет избежать появления в швах алюминиевых сплавов таких характерных для сварки плавлением дефектов как горячие трещины, поры и включения оксидной пленки. Ввиду невысоких температур нагрева соединения в процессе сварки наблюдается снижение разупрочнения металла в зоне термического влияния и протяженности указанной зоны. Сварка трением с перемешиванием характеризуется также отсутствием существенных деформаций свариваемых конструкций после сварки, что во многих случаях исключает необходимость их механической правки.

Вследствие нарушения требований к сборке и подготовке поверхности свариваемых заготовок, выбору инструмента, а также режимов сварки трением с перемешиванием и технологии возникают дефекты сварных соединений.

При СТП алюминиевых сплавов можно выделить несколько видов характерных дефектов, возникающих по разным причинам, а именно: несплавление на лицевой поверхности шва, перегрев металла на лицевой поверхности шва, несплавление в корневой части шва и внутренние дефекты в виде несплошностей.

Наиболее существенное влияние на временное сопротивление сварного соединения листов сплава 1565чМ оказывают несплавление в металле шва, несплавление в корневой части соединения, перегрев металла на лицевой поверхности шва и линия стыка (Lazy S).

При наличии дефектов в сварном шве наблюдается смещение зоны разрушения соединения сплава 1565чМ при испытаниях с основного металла на металл шва.

Наличие дефекта в виде несплавления в корневой части шва приводит к существенному снижению угла изгиба соединения, особенно когда в растянутой зоне при испытаниях находится корневая область шва (рисунок 5.7).

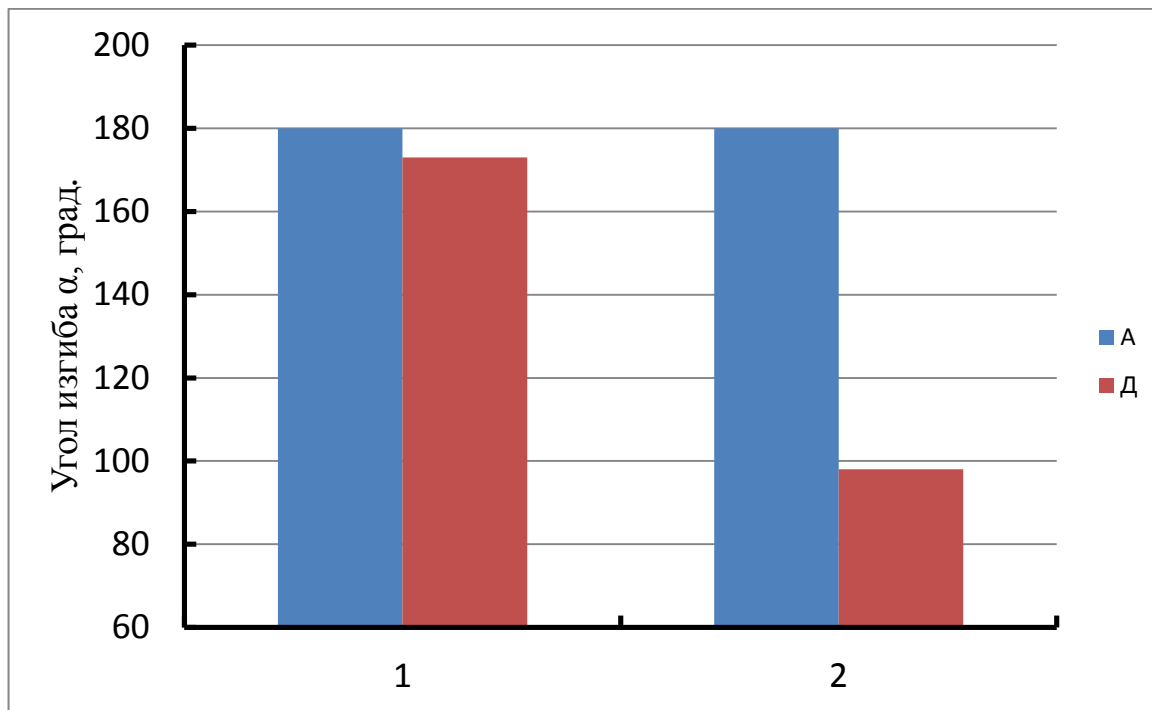


Рисунок 5.7 – Результаты испытаний на статический изгиб образцов сварных соединений листов сплава 1565чМ без дефектов (А) и с несплавлением в корневой части (Д):

1 – зона растяжения лицевая поверхность шва; 2 – зона растяжения корневая сторона шва

Метод исправления дефектов соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием, во многом определяется свойствами алюминиевого сплава, из которого изготовлены заготовки. В случае, если алюминиевый сплав относится к сплавам, не свариваемым сваркой плавлением (Д16, Д19, АК4-1), то подварка дефекта может быть осуществлена только повторным проходом рабочего инструмента СТП.

Если суммарная длина дефектных участков превышает 25–30% от общей длины шва, то, как правило, осуществляют повторную перепварку сварного шва на полную длину. Для выполнения подварки на всю длину шва для гарантированного устранения дефектов рекомендуется использовать

инструмент, аналогичный по профилю рабочему инструменту, но с увеличенными размерами бурта и стрежня примерно на 20–25% (рисунок 5.8).

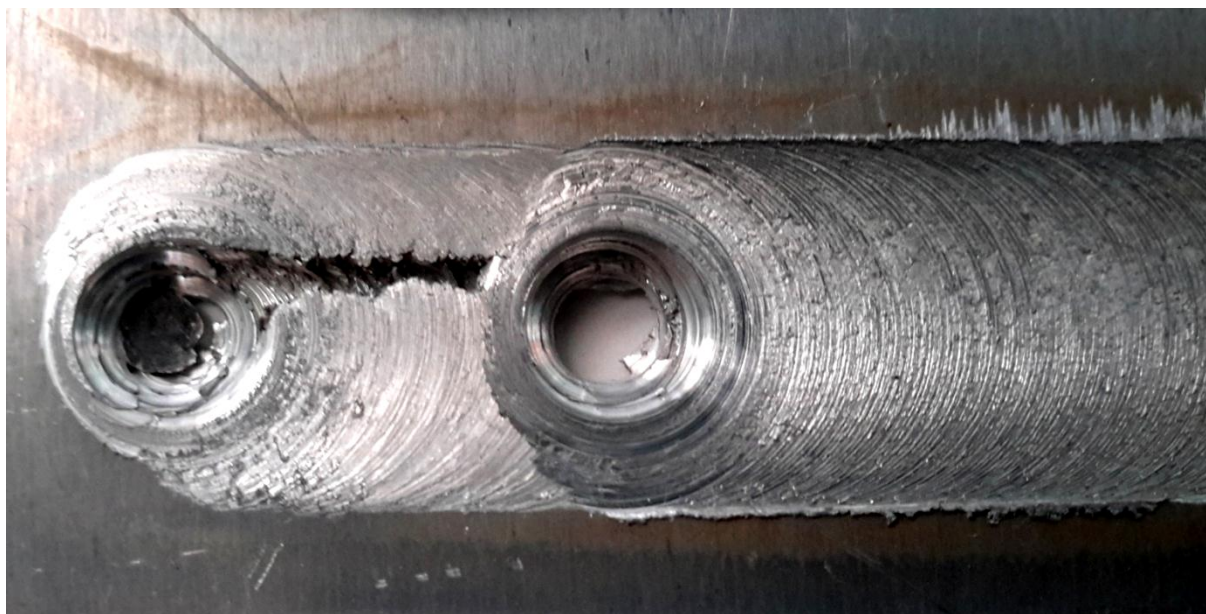


Рисунок 5.8 – Подварка вторым проходом дефектов типа несплавления, дефект типа wormhole и несплавления в корневой части шва:
1 – исходный шов с несплавлением; 2 – подварочный шов (второй проход СТП)

В таблице 5.10 приведены результаты механических испытаний сварных соединений с дефектами до и после выполнения подварки повторным проходом СТП.

После выполнения подварки дефектов с помощью второго прохода СТП наблюдается повышение коэффициента прочности соединения до 0,97–0,98. Так как при подварках дефекты в шве устраняются, а разрушение соединения происходит по основному металлу, то при расчете коэффициента прочности бралось отношение временного сопротивления сварного соединения после подварки к значению временного сопротивления соединения без дефектов.

Подварка несплавления в корневой части шва обоими способами позволяет повысить значение угла изгиба соединения до 175–180°.

Таблица 5.10 – Способы устранения дефектов в швах листов из сплава 1565чМ

Дефект соединения	Способ устранения дефекта	Временное сопротивление сварного соединения σ_B , МПа	
		До подварки	После подварки
дефект типа wormhole	Осуществление повторного прохода с увеличенной на 15–18% частотой вращения рабочего инструмента и с применением инструмента с диаметром стержня на 20% больше, чем у рабочего инструмента для первого прохода.	347,2±3,8	350,2±3,8
рыхлота		350,8±1,8	351,4±1,8
линия стыка (Lazy S)		200,5±16,8	350,2±2,1
несплавление		243,5±8,8	349,7±2,4
несплавление в корневой части шва	Выполнение повторного прохода на всю длину шва инструментом с длиной стержня на 0,3 мм больше длины стержня для первого прохода. Одновременно на 0,15–0,2 мм увеличивается глубина формирующей канавки в подкладке сварочного приспособления.	304,3±12,4	348,6±1,9
	Выполнение повторного прохода с корневой стороны шва инструментом с длиной стержня 0,2–0,5 от толщины свариваемых листов.	304,3±12,4	349,1±1,2

Металлографические исследования показали, что выполнение повторного прохода СТП приводит к некоторому увеличению среднего размера зерна в металле шва с 3,8–4,3 мкм до 5,1–5,7 мкм (рисунок 5.9).

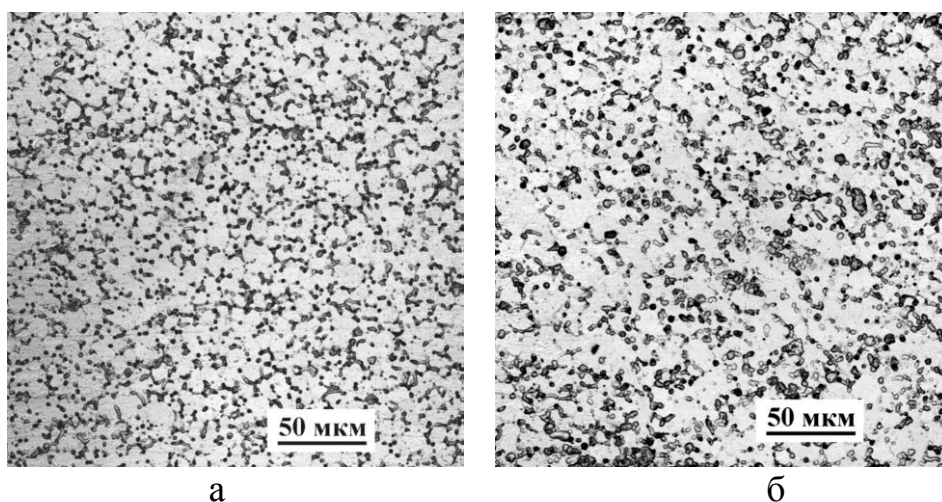


Рисунок 5.9 – Микроструктура металла зоны перемешивания после сварки (а) и после выполнения подварки дефекта (б) вторым проходом

Непосредственно после сварки трением с перемешиванием наибольшая доля зерен (52,4%) приходится на зерна с размером в диапазоне 4,6–7,5 мкм. После второго прохода СТП картина распределения зерен в металле шва по размерам в общем сохраняется (таблица 5.11).

Таблица 5.11 – Распределение зерен в ядре сварного шва листов сплава 1565чМ толщиной 5,0 мм

Образец	Доля, %		
	Размер зерен, мкм		
	1,5–4,5	4,6–7,5	7,6–10,5
Металл шва после сварки	43,7	52,4	3,9
Металл шва после подварки	37,4	56,5	7,1

В случае, если конструкция изготавливается из алюминиевого сплава, относящегося к свариваемым сплавам при сварке плавлением (АМг5, 1565ч, 1201, 1913 и другие), то возможны два варианта подварки дефекта: СТП вторым проходом и ручной аргонодуговой сваркой с присадочным металлом. Второй вариант выглядит особенно предпочтительным при устранении дефектов небольшой протяженности.

Поэтому актуальным является оценка влияния подварки аргонодуговой сваркой на временное сопротивление сварного соединения, временное сопротивление металла шва и угол изгиба. В таблице 8 представлены результаты механических испытаний соединений листов сплава 1565чМ после СТП, АрДС и в сочетании СТП + подварка АрДС.

Из таблицы 5.12 следует, что временное сопротивление сварного соединения после выполнения подварки приближается по своему значению к временному сопротивлению соединений листов сплава 1565чМ, выполненных аргонодуговой сваркой. Разрушение соединений происходит по основному металлу.

Следует отметить, что после подварки соединения СТП аргонодуговой сваркой сохраняются высокие значения угла изгиба соединения.

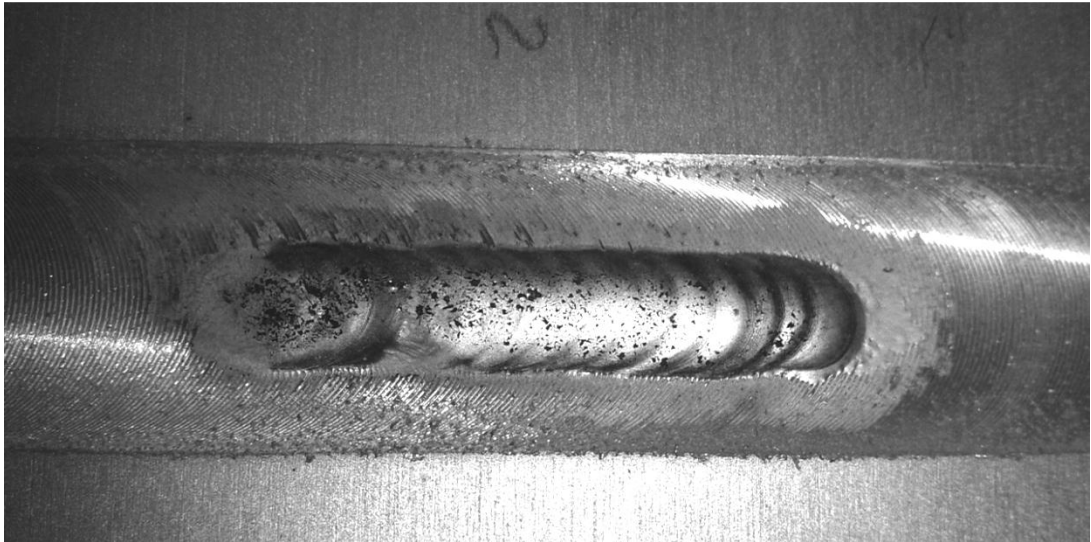
Временное сопротивление металла шва после подварки АрДС занимает промежуточное положение между значениями, характерными для СТП и АрДС. По-видимому, временное сопротивление металла шва после подварки будет определяться во многом той площадью в поперечном сечении шва, которую займет расплавленный металл при выполнении подварки АрДС.

Таблица 5.12 – Механические свойства сварных соединений листов из сплава 1565чМ толщиной 5 мм

Способ сварки	Временное сопротивление σ_B , МПа		Ударная вязкость металла шва KCU , кДж/м ²	Угол изгиба α , град	Характеристика разрушения образца
	Сварное соединение	Металл шва			
АрДС	345	316	192	180	Разрушение по основному металлу при испытании соединений с выпуклостью и проплавом. При испытании образцов со швом, зачищенным заподлицо с основным металлом, разрушение по металлу шва.
СТП	352	375	221	180	Разрушение по основному металлу при испытании соединений с незачищенным швом. При испытании образцов со швом, зачищенным заподлицо с основным металлом, разрушение по основному металлу. Разрушение по металлу шва при испытании образцов с уменьшенным рабочим сечением в зоне сварного шва
СТП + АрДС	344	350	205	180	Разрушение по основному металлу при испытании соединений с выпуклостью и проплавом. При испытании образцов со швом, зачищенным заподлицо с основным металлом, разрушение по металлу шва.

На поверхности шва, выполненного аргонодуговой сваркой отмечается большое количество фрагментов оксидной пленки (рисунок 5.10). Причина появления таких фрагментов кроется в том, что перед сваркой трением с перемешиванием не проводилось химической подготовки поверхности под сварку плавлением, которая включает травление в щелочи и осветление в 30%-ном растворе азотной кислоты. Поэтому, при выполнении СТП

протяженных швов алюминиевых свариваемых сплавов, таких как 1565чМ, по возможности следует осуществлять подготовку поверхности свариваемых заготовок по технологии, рекомендуемой для соединений, выполняемых сваркой плавлением.



а



б

Рисунок 5.10 – Аргонодуговая подварка непротяженного несплавления в шве сплава 1565чМ, полученного сваркой трением с перемешиванием

В таблице 5.13 приведены результаты механических испытаний соединений СТП, которые подвергались подварке ручной аргодуговой сваркой с присадочной проволокой СВАМг61.

Анализ полученных данных показывает, что подварки дефектов соединений СТП аргодуговой сваркой вызывают снижение показателей механических свойств соединений. Сопоставление данных таблицы 5.13 с данными таблицы 5.12 позволяет заключить, что темп снижения прочностных и пластических свойств соединений при выполнении подварки сваркой плавлением существенно выше, чем при подварке повторным проходом СТП.

Таблица 5.13 – Влияние подварок ручной аргодуговой сваркой соединений СТП сплава 1565чМ на их механические свойства

Количество подварок	σ_B , МПа	$\sigma_B^{\text{шва}}$, МПа	α , град.
Сварное соединение СТП	352	375	180
Сварное соединение АрДЭС	345	316	170
Сварное соединение СТП + 1 подварка АрДЭС	334	319	167
Сварное соединение СТП + 2 подварки АрДЭС	322	310	155
Сварное соединение СТП + 3 подварки АрДЭС	311	300	135
Примечание: Приведены средние данные по результатам испытаний 5 образцов на вариант.			

Аналогичные исследования были проведены на листах сплава системы Al–Cu–Mg. Результаты механических испытаний сварных соединений представлены в таблице 5.14.

Таблица 5.14 – Влияние подварок на их механические свойства сварных соединений листов сплава системы Al–Cu–Mg, выполненных СТП

Количество подварок	σ_B , МПа	$\sigma_B^{\text{шва}}$, МПа	α , град.
Сварное соединение СТП	375	384	96
Сварное соединение СТП + 1 подварка СТП	360	378	92
Сварное соединение АрДЭС	368	353	30
Сварное соединение СТП + 1 подварка АрДЭС	342	339	65
Сварное соединение СТП + 2 подварки АрДЭС	328	315	53
Сварное соединение СТП + 3 подварки АрДЭС	316	295	35
Примечание: Приведены средние данные по результатам испытаний 5 образцов на вариант.			

Выводы к главе 5

1. Установлено, что листы алюминиевого сплава системы Al–Cu–Mg и их сварных соединения обладают высокой прочностью. при нагреве в диапазоне температур 200–300 °С.

2. Временное сопротивление и коррозионная стойкость соединений листов из сплава системы Al–Cu–Mg при повышенных температурах (200 и 300 °С), выполненных сваркой трением с перемешиванием, превосходит аналогичные показатели соединений, полученных аргонодуговой сваркой вольфрамовым электродом.

3. Структура сварных соединений листов сплава системы Al–Cu–Mg обладает достаточно высокой термической стабильностью при нагреве до 200 °С с выдержкой до 8 часов. В соединениях сплава системы Al–Cu–Mg, выполненных СТП, при нагреве не наблюдается существенного роста зерна. При этом жаропрочность основного металла и сварных соединений оказываются сопоставимыми.

4. Результаты механических испытаний показали, что подварки при выполнении основного шва автоматической аргонодуговой сваркой

(ААрДЭС) оказывают заметное влияние на прочностные и пластические свойства сварных соединений. Значение временного сопротивления сварного соединения сплава системы Al–Cu–Mg после второй подварки снижается примерно на 13%, а после третьей подварки – на 23%.

5. Установлено, что с увеличением количества подварок временное сопротивление сварного соединения снижается как при комнатной, так и при повышенных температурах испытаний. В то же время временное сопротивление соединений листов сплава системы Al–Cu–Mg при температурах испытаний 400 и 450 °С как с подварками, так и без них, практически одинакова.

6. Показано, что для сварных соединений листов сплава системы Al–Cu–Mg (с подварками и без них) характерен смешанный характер коррозии – межкристаллитная коррозия и расслаивающая коррозия.

7. Повторные проходы СТП для устранения дефектов швов не оказывают существенного влияния на структуру и свойства сварных соединений листов сплавов 1565чМ и сплава системы Al–Cu–Mg. Поэтому возможно использование двух и трехкратных повторных проходов для подварки дефектных участков в виде протяженных несплавлений и несплавлений в корневой части шва.

8. Если суммарная длина дефектных участков превышает 25–30% от общей длины шва, то, как правило, осуществляют повторную переварку сварного шва на полную длину. Для выполнения подварки на всю длину шва для гарантированного устранения дефектов рекомендуется использовать инструмент, аналогичный по профилю рабочему инструменту, но с увеличенными размерами бурта и стржня примерно на 20–25%.

9. Показана возможность исправления непротяженных дефектов соединений СТП свариваемых алюминиевых сплавов 1565чМ и сплава системы Al–Cu–Mg ручной аргодуговой сваркой. При этом подготовка поверхности заготовок к СТП должна выполняться в соответствии с

требованиями, существующими для сварки плавлением, а для исправления дефектов допускается однократная подварка ручной аргонодуговой сваркой.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Установлено, что в сплавах систем Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn при сварке трением с перемешиванием пластин толщиной 5,0 мм в ядре сварного шва формируется полностью рекристаллизованная структура со средним размером зерна в диапазоне 6,2–9,8 мкм. Доля большеугловых границ в рекристаллизованной структуре составила 68–75% от общего числа межзеренных границ.

2. Показано, что с увеличением скорости сварки до 275 мм/мин при частоте вращения рабочего инструмента 750 об/мин наблюдается уменьшение среднего размера зерен в металле шва для сплава Al–Mg–Mn до 4,5 мкм, а для сплава Al–Cu–Mg до 7,7 мкм, соответственно.

3. Временное сопротивление сварных соединений, выполненных СТП, для сплава Al–Cu–Mg составило 378 МПа (коэффициент прочности 0,80) и для сплава Al–Mg–Mn 355 МПа ((коэффициент прочности 0,99). При этом для обоих сплавов временное сопротивление металла шва превосходит значения временного сопротивления сварного соединения. Сварные соединения при испытаниях разрушались по зоне термомеханического влияния (сплав 1565чМ) и по зоне термического влияния (сплав Al–Cu–Mg).

4. Сварные соединения сплава Al–Cu–Mg, выполненные аргонодуговой сваркой, имеют коэффициент прочности на уровне 0,67–0,74 от прочности сплава в термоупрочненном состоянии, в то время как коэффициент прочности соединений сплава Al–Mg–Mn достигает 0,95.

5. Жаропрочность сварных соединений сплава Al–Cu–Mg, выполненных СТП, при 400–450 °С сопоставима со значениями жаропрочности основного металла.

6. Дополнительное охлаждение сварного шва в процессе сварки трением с перемешиванием исследуемых сплавов способствует повышению временного сопротивления и твердости металла шва (зоны перемешивания)

при сохранении области разрушения соединений в процессе испытаний – по зоне термомеханического воздействия со стороны отхода инструмента.

7. Дополнительное охлаждение сварного шва в процессе сварки трением с перемешиванием способствует снижению среднего размера зерна в зоне перемешивания до 1,8–2,1 мкм для сплавов систем Al–Cu–Mg и Al–Mg–Mn при охлаждении шва направленными воздушно-водяными струями.

8. Дополнительное охлаждение водой при сварке трением сплава системы Al–Cu–Mg приводит существенному (1,4–2 раза) снижению склонности различных зон сварного шва к межкристаллитной коррозии и является весьма эффективным методом повышения коррозионной стойкости сварных соединений листов данного сплава.

9. Временное сопротивление и коррозионная стойкость соединений сплава Al–Cu–Mg при повышенных температурах (200 и 300 °C), выполненных сваркой трением с перемешиванием, превосходит аналогичные показатели соединений, полученных аргонодуговой сваркой вольфрамовым электродом.

10. Установлено, что подварки при выполнении основного шва автоматической аргонодуговой сваркой (ААРДС) оказывают заметное влияние на прочностные и пластические свойства сварных соединений. Предел прочности сварного соединения сплава Al–Cu–Mg после второй подварки снижается примерно на 13%, а после третьей подварки – на 23%. В то же время подварки швов СТП за счет дополнительных проходов не оказывают влияния на структуру и механические свойства соединений.

11. Разработаны технологические рекомендации на процесса сварки трением с перемешиванием алюминиевых сплавов с дополнительным охлаждением металла шва, которые используются при изготовлении сварных конструкций.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Мацнев В.Н., Рязанцев В.И. Концепция сборки-сварки цельносварного пассажирского самолета из алюминиевых сплавов. // Авиационная промышленность.–1999.–№2.–С.5–9.
2. Колобнев, И.Ф. Жаропрочность литейных алюминиевых сплавов: структура и свойства / И.Ф. Колобнев. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Metallurgia, 1973. – 320 с.
3. Мальцев, М.Е. Metallogрафия промышленных цветных металлов и сплавов / М.Е. Мальцев. – М. : Metallurgia, 1970. – 368 с.
4. Зусин, В.Я. Сварка и наплавка алюминия и его сплавов / В.Я. Зусин, В.А. Серенко. – Мариуполь : Рената, 2004. – 468 с.
5. И.Г. Проценко, Ю.А. Брусенцов, И.С. Филатов. Упрочнение алюминиевых жаропрочных сплавов ISSN 0136-5835. Вестник ТГТУ. 2013. Том 19. № 2. Transactions ,TSTU. С. 436-441.
6. Давыдов В.Г., Телешов В.В., Захаров В.В. Высокопрочные алюминиевые сплавы системы Al–Cu–Mg–(Ag) для работы при повышенных температурах. // Авиационная промышленность.2005.№1. – С.49-57.
7. Авторское свидетельство № 195846 СССР. Клименко Ю.В. Способ сварки металлов трением // Бюллетень изобретений № 10, 1967.
8. Степанов В.В., Конкевич В.Ю., Фролов В.А. Формирование соединений при сварке трением по способу Friction Stir Welding // Технология легких сплавов. 2003. – № 1. – С. 58-67.
9. Третьяк И.Г. Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов (обзор) // Автоматическая сварка. 2002. – № 7. –С.12-21.
10. Threadgill P. L. Friction stir welding of aluminium alloys / P. L. Threadgill, A. J. Leonard, H. R. Shercliff, P. J. Withers // TWI Bull. – 1997. – V. 28.– P. 30–33.

11. Khodir S. A. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded dissimilar aluminum joints of AA2024-T3 and AA7075-T6 / S. A. Khodir, T. Shibayanagi // *Materials Transactions*. – 2007. – V. 48 (7). – P. 1928-1937.
12. Dawes C. J. Friction stir process welds aluminium alloys: the process produces low-distortion, highquality, low-cost welds on aluminium / C. J. Dawes, W. M. Thomas // *Welding Journal*. – 1996. – V. 75. – P. 41–45.
13. McNelley T. R. Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys / T. R. McNelley, S. Swaminathan, J. Q. Su // *Scripta Materialia*. – 2008. – 58. – P. 349–354.
14. Mishra R. S. Friction stir welding and processing / R. S. Mishra, P. S. De, N. Kumar // *Science and Engineering*. – Springer International Publishing Switzerland, 2014. – 338 p.
15. Elangovan K. Influences of tool pin profile and tool shoulder diameter on the formation of friction stir processing zone in AA6061 aluminium alloy / K. Elangovan, V. Balasubramanian // *Materials & Design*. – 2008. – Vol. 29. – P. 362–373.
16. Gratecap F. Exploring material flow in friction stir welding: Tool eccentricity and formation of banded structures / F. Gratecap, M. Girard, S. Marya, G. Racineux // *International Journal of Material Forming*. – 2012. – Vol. 5. – P. 99–107.
17. Gratecap F. A simple methodology to define conical tool geometry and welding parameters in friction stir welding / F. Gratecap, G. Racineux, S. Marya // *International Journal of Material Forming*. – 2008. – Vol. 1. – P. 143–158.
18. Kumar K. The Role of Tool Design in Influencing the Mechanism for the Formation of Friction Stir Welds in Aluminum Alloy 7020 / K. Kumar, S.V. Kailas, T.S. Srivatsan // *Materials and Manufacturing Processes*. – 2011. – Vol. 26. – P. 915–921.
19. Li H. Parametric finite-element studies on the effect of tool shape in friction stir welding / H. Li, D. Mackenzie, R. Hamilton // *Proceedings of the*

Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture. – 2010. – Vol. 224. – P. 1161–1173.

20. Lorrain O. Understanding the material flow path of friction stir welding process using unthreaded tools / O. Lorrain, V. Favier, H. Zahrouni, D. Lawrjaniec // Journal of Materials Processing Technology. – 2010. – Vol. 210. – P. 603–609.

21. Louro R. Effect of Tool Geometry in the Friction Stir Welding of AA6082-T651 / R. Louro, H. Gouveia, P. Brioso // Materials Science Forum. – 2008. – Vols. 587-588. – P. 976–980.

22. Zhang Y.N. Review of tools for friction stir welding and processing / Y.N. Zhang, X. Cao, S. Larose, P. Wanjara // Canadian Metallurgical Quarterly. – 2012. – Vol. 51. – P. 250–261.

23. Scialpi A. Influence of shoulder geometry on microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6082 aluminium alloy / A. Scialpi, L.A.C. De Filippis, P. Cavaliere // Materials & Design. – 2007. – Vol. 28. – P. 1124–1129.

24. Woo W. Influence of the Tool Pin and Shoulder on Microstructure and Natural Aging Kinetics in a Friction-Stir-Processed 6061–T6 Aluminum Alloy / W. Woo, H. Choo, D.W. Brown, Z. Feng // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2007. – Vol. 38. – P. 69–76.

25. Sato Y.S. Parameters controlling microstructure and hardness during friction-stir welding of precipitation-hardenable aluminum alloy 6063 / Y.S. Sato, M. Urata, H. Kokawa // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2002. – Vol. 33. – P. 625–635.

26. Gerlich A. Local melting and tool slippage during friction stir spot welding of Al-alloys / A. Gerlich, M. Yamamoto, T.H. North // Journal of Materials Science. – 2008. – Vol. 43. – P. 2-11.

27. Cavaliere P. Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of AA6082 joints produced by friction stir welding / P. Cavaliere, A. Squillace, F. Panella // Journal of Materials Processing Technology. – 2008. – Vol. 200. – P. 364-372.

28. Assidi M. Friction model for friction stir welding process simulation: Calibrations from welding experiments / M. Assidi, L. Fourment, S. Guerdoux, T. Nelson // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2010. – Vol. 50. – Friction model for friction stir welding process simulation. – P. 143-155.
29. Ferro P. A. Semianalytical Thermal Model for Fiction Stir Welding / P. Ferro, F. Bonollo // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2010. – Vol. 41. – P. 440–449.
30. Hassan K. A. A. Effect of welding parameters on nugget zone microstructure and properties in high strength aluminium alloy friction stir welds / K. A. A. Hassan, P. B. Prangnell, A. F. Norman, D. A. Price & S. W. Williams // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2003. – №8 (4). – P. 257 – 268.
31. Podržaj P. Welding defects at friction stir welding / P. Podržaj, B. Jerman, D. Klobčar // *Metalurgija*. – 2015. – V. 54 (2). – P. 387-389.
32. Qian J. W. An analytical model to optimize rotation speed and travel speed of friction stir welding for defect-free joints / J. W. Qian, J. L. Li, F. Sun, J. T. Xiong, F. S. Zhang, X. Lin // *Scripta Materialia*. – 2013. – V. 68 (3-4). – P. 175-178.
33. Threadgill P. L. Terminology in friction stir welding / P. L. Threadgill // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2007. – V. 12. – P. 357-360.
34. Kosec G. Failure of the pinion from the drive of a cement mill / G. Kosec, A. Nagode, I. Budak, A. Antic, B. Kosec // *Engineering Failure Analysis*. – 2011. – V. 18 (1). – P. 450-454.
35. Vidal C. Fatigue behaviour at elevated temperature of friction stir channelling solid plates of AA5083-H111 aluminium alloy / C. Vidal, V. Infante, P. Vilaca // *International Journal of Fatigue*. – 2014. – V. 62. – P. 85-92.
36. Colligan K. Material flow behavior during friction welding of aluminum / K. Colligan // *Weld J*. – 1999. – Vol. 75. – P. 229s–237s.

37. Liu F.C. In-situ material flow pattern around probe during friction stir welding of austenitic stainless steel / F.C. Liu, T.W. Nelson // *Materials & Design*. – 2016. – Vol. 110. – P. 354-364.
38. Kim J.H. Thermo-mechanical and microstructural modeling of friction stir welding of 6111-T4 aluminum alloys / J.H. Kim, F. Barlat, C. Kim, K. Chung // *Metals and Materials International*. – 2009. – Vol. 15. – P. 125-132.
39. Kim D. Numerical simulation of friction stir welding process / D. Kim, H. Badarinarayan, I. Ryu, J. Hoon Kim, C. Kim, K. Okamoto, R.H. Wagoner, K. Chung // *International Journal of Material Forming*. – 2009. – Vol. 2. – P. 383-386.
40. Frigaard Q. A process model for friction stir welding of age hardening aluminum alloys / Ø. Frigaard, Ø. Grong, O.T. Midling // *Metallurgical and materials transactions A*. – 2001. – Vol. 32. – P. 1189–1200.
41. Threadgill P. L. Friction stir welding of aluminium alloys / P. L. Threadgill, A. J. Leonard, H. R. Shercliff, P. J. Withers // *TWI Bull*. – 1997. – V. 28.– P. 30-33.
42. Standard D17.3:200X. Specification for friction stir welding of aluminum alloys for aerospace applications. – 1st ed. – Miami, FL : American Welding Society, 2006. – 58 p.
43. McNelley T. R. Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys / T. R. McNelley, S. Swaminathan, J. Q. Su // *Scripta Materialia*. – 2008. – 58. – P. 349–354.
44. Mahoney, M. W. Properties of friction-stir-welded 7075 T651 / M. W. Mahoney, C. G. Rhodes, J. G. Flintoff, R. A. Spurling, W. H. Bingel // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 1998. – V. 29. – P. 1955-1964.
45. Leonard A. J. Microstructure and ageing behavior of FSW in aluminium alloys 2014A-T651 and 7075-T651 [Electronic resource] : Proc. 2nd Int. Symp. on Friction stir welding, TWI, Gothenburg, Sweden, June 2000. – Gothenburg, 2000. – 1 CD-ROM.
46. Peel M. Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds / M. Peel, A.

Steuwer, M. Preuss, P. J. Withers // *Acta Materialia*. – 2003. – V. 51 (16). – P. 4791-4801.

47. Chen Z. W. On the forming mechanism of banded structures in aluminium alloy friction stir welds / Z. W. Chen, S. Cui // *Scripta materialia*. – 2008. – № 58. – P. 417– 420.

48. 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.

49. Su Q. Microstructure investigation of friction stir welding 7050-T651 aluminum / Q. Su, T. W. Nelson, R. Mishra, M. Mahoney // *Acta Materialia*. – 2003. – V. 53 (1). – P. 713-729.

50. Norman A. F. High resolution EBSD analysis of the grain structure in an AA2024 friction stir weld / A. F. Norman, I. Brough, P. B. Prangnell: *Materials Science Forum*. – 2000. – V. 331-333. – P. 1713-1718.

51. Attallah M. M. Influence of base metal microstructure on microstructural development in aluminium based alloy friction stir welds / M. M. Attallah, C. L. Davis, M. Strangwood // *Science and Technology of Welding & Joining*. – 2007. – V. 12 (4). – P. 361-369.

52. Луц А. Р. Алюминий и его сплавы : Учебное пособие / А. Р.Луц, А. А.Суслина. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2013. – 81 с.

53. Ahmad Z. The properties and application of scandium-reinforced aluminum / Z. Ahmad // *JOM February*. – 2003. – V. 55 (2). – P. 35-39.

54. Norman A. F. Development of new high strength Al – Sc filler wires for fusion welding 7000 series aluminium aerospace alloys / A. F. Norman, S. S. Birley, P. B. Prangnell // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2003. – V. 8 (4). – P. 235-245.

55. Yin Z. Effect of minor Sc and Zr on the microstructure and mechanical properties of Al-Mg based alloys [J] / Z. Yin, Q. Pan, Y. Zhang, et al. // *Materials Science and Engineering: A*. – 2000. – V. 280 (1). – P. 151–155.

56. Yin Z. Recrystallization of Al-Mg-Mn and Al-Mg-Mn-Sc-Zr alloys / Z. Yin, D. Zhu, F. Jiang // *Journal of Material Engineering*. – 2004. – V. 6. – P. 3–6.
57. Wang Y. Recrystallization of Al-5.8Mg-Mn-Sc-Zr alloy / Y. Wang, Q. Pan, Y. Song, C. Li, Z. Li, Q. Chen, Z. Yin // *Transactions of nonferrous metals society of China*. – 2013. – V. 23 (11). – P. 3235–3241.
58. Charit I. Low temperature superplasticity in a friction-stir-processed ultrafine grained Al-Zn-Mg-Sc alloy / I. Charit, R. S. Mishra // *Acta Materialia*. – 2005. – V. 53 (6). – P. 4211–4223.
59. Valiev R. Z. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation / R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev, I. V. Alexandrov // *Progress in Materials Science*. – 2000. – V. 45. – P. 103–189.
60. Steuwer A. A combined approach to microstructure mapping of an Al-Li AA2199 friction stir weld / A. Steuwer, M. Dumont, J. Altenkirch, S. Biroasca, A. Deschamps, P. B. Prangnell, P. J. Withers // *Acta Materialia*. – 2011. – V.59. – P.3002–3011.
61. Mahoney M. W. Friction stir processing : OMB No. 0704-0188. / M. W. Mahoney, S. P. Lynch. – Thousand Oaks Defense Technical Information Center, 2006. – 15 p.
62. Valiev R. Z. Principles of equal channel angular pressing as a processing tool for grain refinement / R. Z. Valiev, T. G. Langdon // *Progress in Materials Science*. – 2006. – V. 51 (7). – P. 881–981.
63. Saito Y. Ultra-finegrained bulk aluminum produced by accumulative rollbonding (ARB) process / Y. Saito, H. Utsunomiya, T. Sakai, R. G. Hong // *Scripta Materialia*. – 1998. – V. 39. – P. 1221–1227.
64. Zhao Y. H. Simultaneously increasing the ductility and strength of nanostructured alloys / Y. H. Zhao, X. Z. Liao, S. Cheng, E. Ma, Y. T. Zhu // *Advanced Materials*. – 2006. – V. 18. – P. 2280–2285.
65. Lewandowska M. Recent development in grain refinement by hydrostatic extrusion / M. Lewandowska, K. J. Kurzydowski // *Journal of Materials Science*. – 2008. – V. 43. – P. 7299–7306.

66. Beygelzimer Y. Useful properties of twist extrusion / Y. Beygelzimer, V. Varyukhin, S. Synkov, D. Orlov // *Materials Science and Engineering: A*. – 2009. – V. 503. – P. 14–17.

67. Zhilyaev A. P. Using high-pressure torsion for metal processing: fundamentals and applications / A. P. Zhilyaev, T. G. Langdon // *Progress in Materials Science*. – 2008. – V. 53. – P. 893–979.

68. Beausir B. Plastic anisotropy of ultrafine grained aluminium alloys produced by accumulative roll bonding / B. Beausir, J. Scharnweber, J. Jaschinski, H. G. Brokmeier, C. G. Oertel, W. Skrotzki // *Materials Science and Engineering: A*. – 2010. – V. 527 (13). – P. 3271–3278.

69. Boehner A. Macro- and nanomechanical properties and strain ratesensitivity of accumulative roll bonded and equal channel angular pressed ultrafine-grained materials / A. Boehner, V. Maier, K. Durst, H. W. Hoepfel, M. Goeken // *Advanced Engineering Materials*. – 2011. – V. 13 (4). – P. 251–255.

70. Pirgazi H. Texture evolution of AA3003 aluminum alloy sheet produced by accumulative roll bonding / H. Pirgazi, A. Akbarzadeh, R. Petrov, J. Sidor, L. Kestens // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – V. 492 (1-2). – P. 110–117.

71. Pippan R. Saturation of fragmentation during severe plastic deformation / R. Pippan, S. Scheriau, A. Taylor, M. Hafok, A. Hohenwarter, A. Bachmaier // *Annual Review of Materials Research*. – 2010. – V. 40. – P. 319–343.

72. Елисеев А.А. Механические свойства сплава АМг5 в ультрамелкозернистом состоянии, полученного перемешивающей фрикционной обработкой листового проката различной толщины / А.А. Елисеев, Т.А. Калашникова, А.В. Филиппов, К.Н. Калашников, В.А. Белобородов, А.В. Чумаевский // *Фундаментальные исследования*. – 2016. – № 12-2. – С. 278-283.

73. Malopheyev S. Strengthening mechanisms in a Zr-modified 5083 alloy deformed to high strains / S. Malopheyev, R. Kaibyshev // *Materials Science and Engineering: A*. 2015. – V. 620. – P. 246-252.

74. Humphreys F. J. Recrystallization and related annealing phenomena / F. J. Humphreys, M. Hatherly. – 2nd ed. – Elsevier, Oxford, 2005. – 498 p.
75. Stolyarov V. V. Microstructures and properties of ultrafine-grained pure titanium processed by equal-channel angular pressing and cold deformation / V. V. Stolyarov, Y. T. Zhu, T. C. Lowe, R. Z. Valiev // *J Nanosci Nanotechnol.* 2001. – V. 1 (2). – P. 237-42.
76. Evans W. T. Friction stir extrusion: a new process for joining dissimilar materials / W. T. Evans, B. T. Gibson, J. T. Reynolds, A. M. Strauss, G. E. Cook // *Manufacturing Letters.* – 2015. – V. 5. – P. 25-28.
77. Sabirov I. Nanostructured aluminium alloys produced by severe plastic deformation: New horizons in development / I. Sabirov, M. Yu. Murashkin, R. Z. Valiev // *Materials Science&Engineering A.* – 2013. – V. 560. – P. 1–24.
78. Рубцов В. Е. Одномерная модель неоднородного сдвига при трении скольжения / В. Е. Рубцов, С. Ю. Тарасов, А. В. Колубаев // *Физическая мезомеханика.* – 2012. – № 15 (4). – С. 103–108.
79. Tarasov S. Subsurface shear instability and nanostructuring of metals in sliding / S. Tarasov, V. Rubtsov, A. Kolubaev // *Wear.* – 2010. – V. 268. – P. 59–66.
80. Gallais C. Precipitation microstructures in an AA6056 aluminium alloy after friction stir welding: Characterization and modelling / C. Gallais, A. Denquin, Y. Bréchet, G. Lapasset // *Materials Science and Engineering: A.* – 2008. – Vol. 496. – P. 77–89.
81. Dawood H.I. The influence of the surface roughness on the microstructures and mechanical properties of 6061 aluminium alloy using friction stir welding / H.I. Dawood, K.S. Mohammed, A. Rahmat, U. M.B. // *Surface and Coatings Technology.* – 2015. – Vol. 270. – P. 272-283.
82. D’Urso G. The effect of process parameters and tool geometry on mechanical properties of friction stir welded aluminum butt joints / G. D’Urso, E. Ceretti, C. Giardini, G. Maccarini // *International Journal of Material Forming.* – 2009. – Vol. 2. – P. 303-306.

83. Janaki Ramulu P. Formability Evaluation of FSW Blanks Made of Aluminum Sheet: Influence of Welding Speed and Tool Rotation Speed / P. Janaki Ramulu, R. Ganesh Narayanan, S.V. Kailash, J. Reddy // *Advanced Materials Research*. – 2011. – Vol. 410. – P. 287–290.

84. Nourani M. On experimental optimization of friction stir welding of aluminum 6061: understanding processing-microstructure-property relations / M. Nourani, A.S. Milani, S. Yannacopoulos // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2015. – Vol. 79. – P. 1425–1441.

85. Record J.H. A look at the statistical identification of critical process parameters in friction stir welding / J.H. Record, J.L. Covington, T.W. Nelson, C.D. Sorensen, B.W. Webb // *WELDING JOURNAL-NEW YORK-*. – 2007. – Vol. 86. – P. 97.

86. Ren S.R. Effect of welding parameters on tensile properties and fracture behavior of friction stir welded Al–Mg–Si alloy / S.R. Ren, Z.Y. Ma, L.Q. Chen // *Scripta Materialia*. – 2007. – Vol. 56. – P. 69-72.

87. Singh G. Modelling of the Effect of Process Parameters on Tensile Strength of Friction Stir Welded Aluminium Alloy Joints / G. Singh, K. Singh, J. Singh // *Experimental Techniques*. – 2014. – Vol. 38. – P. 63–71.

88. Ke L. Material flow patterns and cavity model in friction-stir welding of aluminum alloys / L. Ke, L.I. Xing, J.E. Indacochea // *Metallurgical and Materials Transactions B*. – 2004. – Vol. 35. – P. 153–160.

89. Leal R.M. Defects Formation in Friction Stir Welding of Aluminium Alloys / R.M. Leal, A. Loureiro // *Materials Science Forum*. – 2004. – Vols. 455-456. – P. 299–302.

90. Rajakumar S. Establishing empirical relationships to predict grain size and tensile strength of friction stir welded AA 6061-T6 aluminium alloy joints / S. Rajakumar, C. Muralidharan, V. Balasubramanian // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2010. – Vol. 20. – P. 1863–1872.

91. Sato Y.S. Friction stir welding (FSW) process / Y.S. Sato, H. Kokawa // *Welding international*. – 2003. – Vol. 17. – P. 852–855.

92. Su J.-Q. Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium / J.-Q. Su, T.W. Nelson, R. Mishra, M. Mahoney // *Acta Materialia*. – 2003. – Vol. 51. – P. 713–729.
93. Jata K.V. Friction-stir welding effects on microstructure and fatigue of aluminum alloy 7050-T7451 / K.V. Jata, K.K. Sankaran, J.J. Ruschau // *Metallurgical and materials transactions A*. – 2000. – Vol. 31. – P. 2181–2192.
94. Dumont M. Microstructure mapping in friction stir welds of 7449 aluminium alloy using SAXS / M. Dumont, A. Steuwer, A. Deschamps, M. Peel, P. Withers // *Acta Materialia*. – 2006. – Vol. 54. – P. 4793–4801.
95. Sato Y.S. Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding / Y.S. Sato, H. Kokawa, M. Enomoto, S. Jogan // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 1999. – Vol. 30. – P. 2429–2437.
96. Heinz B. Characterization of a friction-stir-welded aluminum alloy 6013 / B. Heinz, B. Skrotzki // *Metallurgical and Materials Transactions B*. – 2002. – Vol. 33. – P. 489–498.
97. Lee W.B. Evaluation of the microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6005 aluminum alloy / W.B. Lee, Y.M. Yeon, S.B. Jung // *Materials Science and Technology*. – 2003. – Vol. 19. – P. 1513–1518.
98. Lee W.-B. Mechanical Properties Related to Microstructural Variation of 6061 Al Alloy Joints by Friction Stir Welding / W.-B. Lee, Y.-M. Yeon, S.-B. Jung // *MATERIALS TRANSACTIONS*. – 2004. – Vol. 45. – P. 1700–1705.
99. Cabibbo M. Microstructure and mechanical property studies of AA6056 friction stir welded plate / M. Cabibbo, H.J. McQueen, E. Evangelista, S. Spigarelli, M. Di Paola, A. Falchero // *Materials Science and Engineering: A*. – 2007. – Vols. 460–461. – P. 86–94.
100. Simar A. Microstructure, local and global mechanical properties of friction stir welds in aluminium alloy 6005A-T6 / A. Simar, Y. Bréchet, B. de Meester, A. Denquin, T. Pardoen // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Vol. 486. – P. 85–95.

101. Dong P. Effects of welding speed on the microstructure and hardness in friction stir welding joints of 6005A-T6 aluminum alloy / P. Dong, H. Li, D. Sun, W. Gong, J. Liu // *Materials & Design*. – 2013. – Vol. 45. – P. 524–531.
102. Paglia C.S. Microstructure, microchemistry and environmental cracking susceptibility of friction stir welded 2219-T87 / C.S. Paglia, R.G. Buchheit // *Materials Science and Engineering: A*. – 2006. – Vol. 429. – P. 107–114.
103. Dong P. Natural aging behavior of friction stir welded 6005A-T6 aluminium alloy / P. Dong, D. Sun, H. Li // *Materials Science and Engineering: A*. – 2013. – Vol. 576. – P. 29–35.
104. Srinivasan P.B. Characterization of microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of an AA2219 friction stir weldment / P.B. Srinivasan, K.S. Arora, W. Dietzel, S. Pandey, M.K. Schaper // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2010. – Vol. 492. – P. 631–637.
105. Arora K.S. Microstructure Evolution during Friction Stir Welding of Aluminum Alloy AA2219 / K.S. Arora, S. Pandey, M. Schaper, R. Kumar // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2010. – Vol. 26. – P. 747–753.
106. Genevois C. Quantitative investigation of precipitation and mechanical behavior for AA2024 friction stir welds / C. Genevois, A. Deschamps, A. Denquin, B. Doisneaucottignies // *Acta Materialia*. – 2005. – Vol. 53. – P. 2447–2458.
107. Jones M. Correlation between microstructure and microhardness in a friction stir welded 2024 aluminium alloy / M. Jones, P. Heurtier, C. Desrayaud, F. Montheillet, D. Allehaux, J. Driver // *Scripta Materialia*. – 2005. – Vol. 52. – P. 693–697.
108. Fonda R.W. Microstructural evolution in the heat-affected zone of a friction stir weld / R.W. Fonda, J.F. Bingert // *Metallurgical and materials transactions A*. – 2004. – Vol. 35. – P. 1487–1499.
109. Fonda R.W. Precipitation and grain refinement in a 2195 Al friction stir weld / R.W. Fonda, J.F. Bingert // *Metallurgical and materials transactions A*. – 2006. – Vol. 37. – P. 3593–3604.

110. Sullivan A. Microstructural properties of friction stir welded and post-weld heat-treated 7449 aluminium alloy thick plate / A. Sullivan, J.D. Robson // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Vol. 478. – P. 351–360.

111. Steuwer A. A combined approach to microstructure mapping of an Al–Li AA2199 friction stir weld / A. Steuwer, M. Dumont, J. Altenkirch, S. Biroasca, A. Deschamps, P.B. Prangnell, P.J. Withers // *Acta Materialia*. – 2011. – Vol. 59. – P. 3002–3011.

112. Lityńska L. TEM study of the microstructure evolution in a friction stir-welded AlCuMgAg alloy / L. Lityńska, R. Braun, G. Staniek, C. Dalle Donne, J. Dutkiewicz // *Materials Chemistry and Physics*. – 2003. – Vol. 81. – P. 293–295.

113. Shukla A.K. Study of process/structure/property relationships in friction stir welded thin sheet Al–Cu–Li alloy / A.K. Shukla, W.A. Baeslack // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2009. – Vol. 14. – P. 376–387.

114. Feng X. Microstructure characterization of the stir zone of submerged friction stir processed aluminum alloy 2219 / X. Feng, H. Liu, J.C. Lippold // *Materials Characterization*. – 2013. – Vol. 82. – P. 97–102.

115. Malopheyev S. Optimization of processing-microstructure-properties relationship in friction-stir welded 6061-T6 aluminum alloy / S. Malopheyev, I. Vysotskiy, V. Kulitskiy, S. Mironov, R. Kaibyshev // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – Vol. 662. – P. 136–143.

116. Gao C. Correlation of microstructure and mechanical properties in friction stir welded 2198-T8 Al–Li alloy / C. Gao, Z. Zhu, J. Han, H. Li // *Materials Science and Engineering: A*. – 2015. – Vol. 639. – P. 489–499.

117. Rao T.S. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded AA7075–T651 aluminum alloy thick plates / T.S. Rao, G.M. Reddy, S.R.K. Rao // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2015. – Vol. 25. – P. 1770–1778.

118. Rhodes C.G. Effects of friction stir welding on microstructure of 7075 aluminum / C.G. Rhodes, M.W. Mahoney, W.H. Bingel, R.A. Spurling // *Scripta Materialia*. – 1997. – Vol. 36. – P. 69–75.

119. Feng A.H. Microstructure and Cyclic Deformation Behavior of a Friction-Stir-Welded 7075 Al Alloy / A.H. Feng, D.L. Chen, Z.Y. Ma // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2010. – Vol. 41. – P. 957–971.
120. Liu H.J. Effect of welding speed on microstructure and mechanical properties of self-reacting friction stir welded 6061-T6 aluminum alloy / H.J. Liu, J.C. Hou, H. Guo // *Materials & Design*. – 2013. – Vol. 50. – P. 872–878.
121. Schmidt H. N. B. Material flow in butt friction stir welds in AA2024-T3 / H. N. B. Schmidt, T. L. Dickerson, J. H. Hattel // *Acta Materialia*. – 2006. – V. 54 (4). – P. 1199–1209.
122. Feng A.H. Microstructure and Low-Cycle Fatigue of a Friction-Stir-Welded 6061 Aluminum Alloy / A.H. Feng, D.L. Chen, Z.Y. Ma // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2010. – Vol. 41. – P. 2626–2641.
123. Olea C.A.W. A sub-structural analysis of friction stir welded joints in an AA6056 Al-alloy in T4 and T6 temper conditions / C.A.W. Olea, L. Roldo, J.F. dos Santos, T.R. Strohaecker // *Materials Science and Engineering: A*. – 2007. – Vols. 454-455. – P. 52–62.
124. Surekha K. Microstructural characterization and corrosion behavior of multipass friction stir processed AA2219 aluminium alloy / K. Surekha, B.S. Murty, K.P. Rao // *Surface and Coatings Technology*. – 2008. – Vol. 202. – P. 4057–4068.
125. Cai B. Friction stir weld of 2060 Al–Cu–Li alloy: Microstructure and mechanical properties / B. Cai, Z.Q. Zheng, D.Q. He, S.C. Li, H.P. Li // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2015. – Vol. 649. – P. 19–27.
126. Giles T.L. The Effect of Friction Stir Processing on the Microstructure and Mechanical Properties of an Aluminum Lithium Alloy / T.L. Giles, K. Oh-Ishi, A.P. Zhilyaev, S. Swaminathan, M.W. Mahoney, T.R. McNelley // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2009. – Vol. 40. – P. 104–115.
127. Qin H. The evolution of precipitation and microstructure in friction stir welded 2195-T8 Al–Li alloy / H. Qin, H. Zhang, H. Wu // *Materials Science and Engineering: A*. – 2015. – Vol. 626. – P. 322–329.

128. Reddy G.M. Microstructure and mechanical property correlations in AA 6061 aluminium alloy friction stir welds / G.M. Reddy, P. Mastanaiah, K.S. Prasad, T. Mohandas // Transactions of the Indian Institute of Metals. – 2009. – Vol. 62. – P. 49–58.

129. Zhang H.J. Effect of Water Cooling on the Performances of Friction Stir Welding Heat-Affected Zone / H.J. Zhang, H.J. Liu, L. Yu // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2012. – Vol. 21. – P. 1182–1187.

130. ГОСТ 6996–66. сварные соединения. Методы определения механических свойств. – М.: Стандартинформ, 2006. – 44 с.

131. ГОСТ 9651-84 Металлы. Методы испытаний на растяжение при повышенных температурах. М.: Издательство стандартов, 1993. – 6 с.

132. ГОСТ 5639-82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. – Введ. 1983–01–01. – М. : изд-во стандартов, 1983.

133. Kumar N. The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation / N. Kumar, S.V. Katlas // Materials Science and Engineering A. – 2008. – Vol. 485. – P. 367–374.

134. Humphreys. Quantitative metallography by electron backscattered diffraction / Humphreys // Journal of Microscopy. – 1999. – Vol. 195. – P. 170–185.

135. Fitzpatrick M.E. Measurement Good Practice Guide No. 52. – P. 77.

136. ГОСТ 9.021–74 Алюминий и сплавы алюминиевые. Методы ускоренных испытаний на межкристаллитную коррозию. – М.: Издательство стандартов, 1978. – 4 с.

137. Соловьева И.В., Давыденко Л.В., Овчинников В.В. Механические свойства и структура сварных соединений алюминиевого сплава 1151, полученных аргонодуговой сваркой и сваркой трением с перемешиванием. // Электротехнология. 2018. – №6. – С.25–36.

138. Рабкин Д.М., Лозовская А.В., Склабинская И.Е. Металловедение сварки алюминия и его сплавов. – Киев: Наукова думка, 1992. – 160 с.

139. Никифоров Г.Д. Металлургия сварки плавлением алюминиевых сплавов – М.: Машиностроение, 1972. – 264 с.

140. Зусин В. Я. Сварка и наплавка алюминия и его сплавов / В.Я. Зусин, В. А. Серенко. – Мариуполь: Изд-во «Рената», 2004. – 468 с.

141. Nandan R. Recent Advances in Friction–Stir Welding Process, Weldment Structure and Properties / R. Nandan, T. DebRoy, H.K.D.H. Bhadeshia // Progress in Material Science. – 2008. – Vol. 53. – P. 980–1023.

142. Малофеев С.С. Структура и механические свойства сварных швов сплава 1570, полученных сваркой трением с перемешиванием / С.С. Малофеев, В.А. Кулицкий // Металлы. – 2012. – № 5. – С. 94–99.

143. Рубцов В.Е. Пластическая деформация и квазипериодические колебания в трибологической системе / В.Е. Рубцов, А.В. Колубаев // Письма в ЖТФ. – 2004. – Т. 74, вып. 11. – С. 63–69.

144. ГОСТ 5639–82. Межгосударственный стандарт. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. – М.: Изд-во стандартов, 1983. – 23с.

145. ГОСТ Р 8.736–2011. Государственная система обеспечения единства измерений. Измерения прямые многократные. Методы обработки результатов измерений. Основные положения. – М.: Стандартинформ, 2013. – 23 с.

147. Соловьева И.В., Овчинников В.В., Давыденко Л.В. Влияние эксплуатационных нагревов на свойства и структуру сварных соединений алюминиевого сплава 1151Т1. // Заготовительные производства в машиностроении. 2018. – Т.16. – №6. – С.246–253.

148. Соловьева И.В., Овчинников В.В., Давыденко Л.В. Механические свойства и структура сварных соединений алюминиевого сплава 1151, полученных аргонодуговой сваркой и сваркой трением с перемешиванием. // Электротехнология. 2018. – №6. – С.25–36.

149. Соловьева И.В., Овчинников В.В., Давыденко Л.В. Влияние подварок на свойства сварных соединений сплава 1151Т1, выполненных

аргонодуговой сваркой. // Заготовительные производства в машиностроении. 2018. – Т.16. –№12. – С.537–542.

150. Соловьева И.В., Овчинников В.В., Давыденко Л.В. Исследование свариваемости жаропрочных алюминиевых сплавов 1150 и 1151 в условиях сварки плавлением. // Заготовительные производства в машиностроении. 2019, т.17, №7. – С.299–304.

151. Дриц А.М., Овчинников В.В., Соловьева И.В., Бакшаев В.А. Свойства и структура соединений сплава 1151 системы Al–Cu–Mg, выполненных сваркой трением с перемешиванием с принудительным охлаждением шва. // Цветные металлы. – 2020– №11. – С.70–76. DOI: 10.17580/tsm.2020.11.10.

152. Овчинников В.В., Дриц А.М., Соловьева И.В. Влияние параметров режима сварки трением с перемешиванием на свойства и структуру соединений листов сплава 1151Т. // Заготовительные производства в машиностроении. 2021–19–№1– С.11–18 DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-1-11-18.

153. Дриц А.М., Овчинников В.В., Соловьева И.В., Бакшаев В.А. Влияние принудительного охлаждения при сварке трением с перемешиванием на структуру и свойства соединений алюминиевого сплава 1565чН116. // Цветные металлы. – 2021– №8. – С.50–57. DOI: 10.17580/tsm.2021.08.08.

154. Solov'eva I. V., Davydenko L. V. and Ovchinnikov V. V. Mechanical Properties and Structure of Grade 1151 Aluminum Alloy Joints Formed by Argon-Arc Welding and Friction Stir Welding. // Russian Metallurgy (Metally), Vol. 2018, No. 12, pp. 1126–1133. DOI: 10.1134/S0036029518120157.

ПРИЛОЖЕНИЯ

Приложение 1

Корпорация
«Тактическое ракетное вооружение»



Акционерное общество
«Военно-промышленная корпорация
«НПО машиностроения»
(АО «ВПК «НПО машиностроения»)

ул. Гагарина, д. 33,
г. Реутов, Московская область, Россия, 143966
Тел.: +7 (495) 528-30-18, факс: +7 (495) 302-20-01;
E-mail: vpk@vpk.promash.ru, www.npomash.ru
ОКПО 07501739 ОГРН 1075012001492
ИНН/КПП 5012039795/504101001

05.09.2022 № 27/69

на № _____ от _____



"УТВЕРЖДАЮ"
Заместитель
Генерального директора-
главный инженер

Б.М. Хохлов
2022 г.

АКТ ВНЕДРЕНИЯ

Настоящий акт составлен в том, что установленные Соловьевой Ириной Валерьевной и обобщенные в ее диссертационной работе "Влияние технологии охлаждения в процессе сварки трением с перемешиванием на структуру и свойства соединений из алюминиевых сплавов" закономерности влияния принудительного охлаждения на размер зерна металла шва, протяженность зоны термического влияния, механические и коррозионные свойства соединений алюминиевых сплавов систем легирования Al-Cu-Mg и Al-Mg планируются к использованию при разработке технологических процессов изготовления перспективных изделий.

Главный металлург

С.А. Прудийус

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
 ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
 «МОСКОВСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»
 (МОСКОВСКИЙ ПОЛИТЕХ)

АКТ

29.08.2022 № 16/2022

г. Москва

(место составления)

УТВЕРЖДАЮ
 Проректор по учебной работе

Г.Х. Шарипзянова

« 29 » 2022 г

(сервояная печать)

О внедрении в учебный процесс университета результатов диссертационной работы «Влияние технологии охлаждения в процессе сварки трением с перемешиванием на структуру и свойства соединений из алюминиевых сплавов», выполненной аспирантом кафедры «Материаловедение» Соловьевой Ириной Валерьевной.

Мы, нижеподписавшиеся начальник учебно-методического управления, декан факультета машиностроения, заведующий кафедрой «Материаловедение» составили настоящий акт о том, что результаты диссертационной работы

(научно-исследовательской или диссертационной)

по теме «Влияние технологии охлаждения в процессе сварки трением с перемешиванием на структуру и свойства соединений из алюминиевых сплавов» имеют теоретическое и практическое значение для учебного процесса и внедрены в учебный процесс Московского политехнического университета при обучении студентов направлений подготовки: 22.03.01 «Перспективные материалы и технологии» (дисциплина «Технология конструкционных материалов») в форме лекции по теме «Технологии получения сварных соединений».

(направления подготовки: шифры и названия)

Кафедра, внедрившая результаты: «Материаловедение».

Номер протокола и дата заседания кафедры, на котором рассмотрены результаты внедрения: протокол №10 от 05.05.2022.

Начало использования объекта внедрения: 08 февраля 2022 года.

Начальник учебно-методического
управления


(личная подпись)

А.Б. Максимов

Декан факультета,
внедривший разработку


(личная подпись)

Е.В. Сафонов

Заведующий кафедрой


(личная подпись)

В.В. Овчинников

Составлен в 2-х экземплярах:

1-й экземпляр – факультет машиностроения

2-й экземпляр – кафедра «Материаловедение»