

**МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ**

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

На правах рукописи



РЕЗЦОВ Руслан Борисович

**ДЕФЕКТЫ СОЕДИНЕНИЙ ПЛИТ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ,
ВЫПОЛНЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ, ИХ
ВЛИЯНИЕ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ И
МЕТОДЫ ИХ УСТРАНЕНИЯ**

Специальность 2.6.17. «Материаловедение» (технические науки)

Диссертация

на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор
Овчинников Виктор Васильевич

Москва 2026

СОДЕРЖАНИЕ

Введение.....	5
Глава 1. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА И ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЯ	12
1.1 Сварка трением с перемешиванием как эффективный способ получения неразъемных соединений алюминиевых сплавов.....	12
1.2. Особенности сварки трением с перемешиванием термически не упрочняемых и термически упрочняемых алюминиевых сплавов....	30
1.3. Классификация дефектов сварных соединений алюминиевых сплавов при сварке трением с перемешиванием.....	38
1.4. Влияние дефектов на свойства сварных соединений алюминиевых сплавов.....	52
1.5. Цель и задачи исследования.....	56
Глава 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	58
2.1. Термически неупрочняемый сплав 1565ч.....	58
2.2. Термически упрочняемый сплав 1901.....	60
2.3. Оборудование для получения сварных соединений сваркой трением с перемешиванием.....	64
2.4. Методы исследования физико-механических свойств.....	66
2.4.1. Испытания на статическое растяжение.....	66
2.4.2. Испытания на трехточечный изгиб.....	67
2.4.3. Определение ударной вязкости.....	68
2.4.4. Исследование усталостных свойств сварных соединений.....	69
2.4.5. Исследование твердости различных зон сварного соединения.....	70
2.5. Неразрушающий контроль сварных соединений.....	71
2.5.1. Рентгеновская дефектоскопия.....	71
2.5.2. Рентгеновская компьютерная томография.....	72
2.6. Методы исследования структуры сварных соединений.....	73

2.7. Электронно-микроскопические исследования на растровом и просвечивающем микроскопе.....	75
Глава 3. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ПОЯВЛЕНИЯ ДЕФЕКТА В ВИДЕ ОКСИДНОЙ ПЛЕНКИ В КОРНЕВОЙ ЧАСТИ СОЕДИНЕНИЯ ПРИ СТП.....	79
3.1. Дефект в виде оксидной пленки в структуре стыковых соединений алюминиевых сплавов.....	79
3.2. Влияние дефектов в виде оксидной пленки в корневой части соединения на механические свойства соединений.....	82
3.3. Механизм формирования дефекта в виде несплавления в корневой части соединения.....	88
3.4. Технологические приемы устранения формирования дефекта в виде оксидной пленки в корневой части.....	93
Выводы к главе 3.....	96
Глава 4. ОСНОВНЫЕ ПРИЧИНЫ И МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ ДЕФЕКТА В ВИДЕ ЛИНИИ СТЫКА.....	98
4.1. Дефект в виде линии стыка в структуре стыкового сварного соединения алюминиевых сплавов.....	98
4.2. Влияние дефекта в виде линии стыка на механические свойства стыковых соединений алюминиевых сплавов.....	103
4.3. Технологические факторы, влияющие на образование дефекта в виде линии стыка при сварке стыковых соединений алюминиевых сплавов.....	114
Выводы к главе 4.....	131
Глава 5. ПРИЧИНЫ И МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ В ВИДЕ ПРОТЯЖЕННЫХ НЕСПЛАВЛЕНИЙ И ЧЕРВОТОЧИНЫ.....	134

5.1. Влияние основных параметров режима сварки трением с перемешиванием на появление дефектов в виде протяженных несплавлений и червотчины.....	134
5.2. Механизм формирования дефекта в виде червотчины.....	142
5.3. Подварка дефектов в виде червотчины сваркой трением с перемешиванием.....	146
5.4. Подварка дефектов небольшой протяженности.....	152
5.5. Практическое использование результатов исследований.....	159
Выводы к главе 5.....	168
ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ.....	170
Список литературы.....	174
Приложение 1.....	195
Приложение 2.....	196

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. Метод сварки трением с перемешиванием (СТП) широко применяется при изготовлении сварных конструкций из алюминиевых сплавов. Соединение формируется в твердой фазе без расплавления основного металла, что предотвращает появление характерных дефектов, таких как горячие трещины, поры и включения оксидной пленки, присущих методам сварки плавлением. Благодаря низким температурам нагрева снижается вероятность разупрочнения металла в зоне термического влияния и уменьшается её протяженность. Этот процесс отличается отсутствием значительных деформаций свариваемых конструкций после завершения операции, что устраняет необходимость последующей механической обработки.

Однако нарушение технологических условий сборки, подготовки поверхностей заготовок, выбора инструмента и режима сварки может привести к возникновению дефектов сварных соединений.

Среди наиболее распространенных типов дефектов выделяются:

- Несплавление на лицевой поверхности шва;
- Перегрев металла на лицевой поверхности шва;
- Несплавление в корневой части шва;
- Внутренние дефекты в виде несплошностей.

Внешние дефекты, такие как протяженные и локальные несплавления, а также перегрев металла на лицевой поверхности шва, могут быть выявлены визуально путем осмотра швов.

Появление грата обусловлено несколькими факторами: избыточное погружение заплечика инструмента в свариваемый материал; большой угол наклона инструмента относительно вертикали; повышение уровня кромки со стороны выхода инструмента; отклонение инструмента от центральной линии стыка в сторону левой или правой грани; недостаточная фиксация свариваемых кромок.

Наиболее распространённый дефект – непровар корня шва («kissing bond»). Данный дефект представляет собой отсутствие металлических связей по всему поперечному сечению свариваемых кромок. Это явление вызвано невозможностью пластифицированного металла достигнуть корня шва.

Дефекты типа рыхлот. Образование рыхлоты связано с избыточным нагревом металла в зоне сварки, приводящим к оплавлению межзеренных границ, где накапливаются легкоплавкие эвтектики. Такие условия приводят к появлению внутренних полостей, аналогичных дефектам, вызванным перегревом лицевой поверхности шва или недостаточностью тепла для достижения необходимой степени пластичности металла.

Образование червоточин («wormholes»). Эти дефекты представляют собой несплошности на передней стороне шва и являются результатом чрезмерно высоких скоростей поступательного перемещения инструмента относительно заготовки. Металл, увлекаемый инструментом, не успевает заполнить пустое пространство позади него, особенно в толстых пластинах.

Опасный дефект – стыковочная линия в прикорневой зоне («Lazy S»). Стыковая линия образуется в прикорневой области сварного шва при сочетании высокой скорости сварки и недостаточной силы прижима вращающегося инструмента к металлу. Данный дефект значительно снижает эффективную площадь сечения материала, что отрицательно сказывается на прочности сварного соединения. Обнаружение дефекта возможно посредством металлографического анализа.

Отсутствие универсально признанной классификации дефектов при сварке трением с перемешиванием затрудняет систематическое изучение проблемы. Однако некоторые распространенные дефекты описаны в стандарте ГОСТ ISO 25239–2020. Для повышения качества сварных соединений необходимо учитывать технологические требования и соблюдать оптимальные режимы сварки.

В связи с изложенным весьма актуальным становится исследование причин и механизмов образования дефектов швов при сварке трением с

перемешиванием заготовок из алюминиевых сплавов и на этой основе определение критериев выбора режимов сварки и требований к сборке заготовок. Также актуальной является разработка технологии устранения образовавшихся дефектов и оценка ее влияния на комплекс механических свойств соединений.

Степень разработанности темы. Большой вклад в решение проблемы образования дефектов и повышения комплекса свойств сварных соединений при сварке алюминиевых сплавов внесли ученые Штрикман М.М., Лукин В.И., Колубаев А.Е., Дриц А.М., Бакшаев В.А., Фролов В.А., Рязанцев В.И., Тарасов С.Ю., Овчинников В.В., Филатов Ю.А., 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 является определение механизмов образования дефектов в стыковых соединениях алюминиевых сплавов при сварке трением с перемешиванием и факторов, влияющих на указанные механизмы, и на этой основе разработка технологии получения бездефектных высокопрочных соединений алюминиевых сплавов.

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

1. Установить влияние основных параметров режима односторонней сварки трением с перемешиванием и конфигурации рабочего инструмента на образование дефекта в виде несплавления в корневой части соединения.
2. Определить механизм формирования дефекта в виде несплавления (непровара) в корне шва и параметров процесса сварки трением с перемешиванием, обуславливающих его появление.
3. Изучить факторы, определяющие появление дефекта в виде линии стыка в сварном соединении алюминиевых сплавов при односторонней сварке трением с перемешиванием.
4. Исследовать особенности процесса формирования дефекта в виде червоточки в металле зоны перемешивания и установить механизм их образования.

5. Разработать технологические методы устранения дефектов в сварных соединениях алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием.

6. Разработать технологические рекомендации по получению бездефектных стыковых соединений алюминиевых сплавов при сварке трением с перемешиванием.

Научная новизна работы заключается в следующем:

1. Установлено, что при односторонней сварке трением с перемешиванием стыковых соединений алюминиевых сплавов образование дефекта в виде несплавления в корневой части соединения протяженностью 0,1–0,3 мм обусловлено неравномерность толщины свариваемых заготовок и недостаточной длиной стержня рабочего инструмента. Длина стержня рабочего инструмента должна быть равной толщине свариваемого материала при наличии подкладки с формирующей канавкой глубиной 0,3–0,4 мм.

2. Установлено, что при высокой скорости перемещения инструмента (более 175–190 мм/мин) относительно заготовки металл, увлекаемый инструментом, не успевает заполнить образующееся позади себя пространство, что приводит к образованию дефекта в виде червоточины. Впервые показано, что данный дефект представляет собой квазипериодическую пористую структуру с периодом, схожим с периодом кольцевой структуры на лицевой стороне шва, ориентирован вдоль линий пластического течения материала и имеют форму микроскопических полостей неправильной геометрической формы.

3. Показано, что подварка дефекта в виде червоточины повторными проходами сварки трением с перемешиванием позволяет восстановить временное сопротивление до уровня 0,94 – 0,97 сварного соединения без дефектов. Установлено, что с ростом числа повторных проходов наблюдается уменьшение среднего размера зерна в зоне перемешивания с 4,5–6,3 мкм после первого прохода до 1,6–2,7 мкм после четвертого прохода.

Теоретическая и практическая значимость:

1. Разработаны технологические режимы односторонней сварки трением с перемешиванием заготовок алюминиевых сплавов толщиной 7 – 15 мм: частота вращения рабочего инструмента 850 об/мин при отношении скорости сварки к частоте вращения рабочего инструмента $v_{св}/\omega = 0,15–0,38$; глубина погружения стержня (пина) рабочего инструмента 0,85–0,9 толщины основного металла, Разработанные режим позволил получить значение усталостной прочности 0,94 – 0,97 от значения усталостной прочности основного металла (150 МПа).

2. Разработанные технологические рекомендации по изготовлению сварных узлов и сборок из алюминиевых сплавов для конструкций коммерческого транспорта с применением сварки трением с перемешиванием использованы в технологических процессах ЗАО «Чебоксарское Предприятие «Сеспель», что подтверждено соответствующим актом.

3. Результаты диссертационной работы были внедрены в учебно-образовательный процесс подготовки бакалавров по направлению 22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов» при преподавании дисциплины «Специальные главы технологии материалов», что подтверждено соответствующим актом.

Положения, выносимые на защиту:

1. Критерии выбора параметров режима односторонней сварки трением с перемешиванием заготовок алюминиевых сплавов, обеспечивающих формирование стыковых соединений без внутренних дефектов.

2. Влияние параметров точности сборки стыкового соединения по величине деформации кромок и зазора на вероятность образования дефектов в зоне перемешивания.

3. Закономерности изменения механических свойств стыковых соединений листов из алюминиевых сплавов 1565чМ и 1901 в зависимости от различных видов дефектов.

4. Технология устранения дефектов стыковых соединений алюминиевых сплавов.

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 стыковых соединений 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 научно-практических конференциях, в том числе:

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 32 научных работах в рецензируемых научных журналах, сборниках и трудах конференций, из них 28 статей, входящих в перечень журналов из списка ВАК РФ, 12 статей – в изданиях Scopus.

Глава 1. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА И ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЯ

1.1. Сварка трением с перемешиванием как эффективный способ получения неразъемных соединений алюминиевых сплавов

Сварка трением с перемешиванием представляет собой процесс, происходящий в металлах в твердом агрегатном состоянии, при котором механически соединение происходит посредством погружения специального вращающегося инструмента, состоящего из двух частей, называемых плечом и пином (штифт, выступ), в поверхность стыка двух жестко закрепленных пластин на глубину, примерно равную его толщине, так чтобы плечо не вступало в контакт с материалом. Схематически данный процесс представлен на рисунке 1.1.

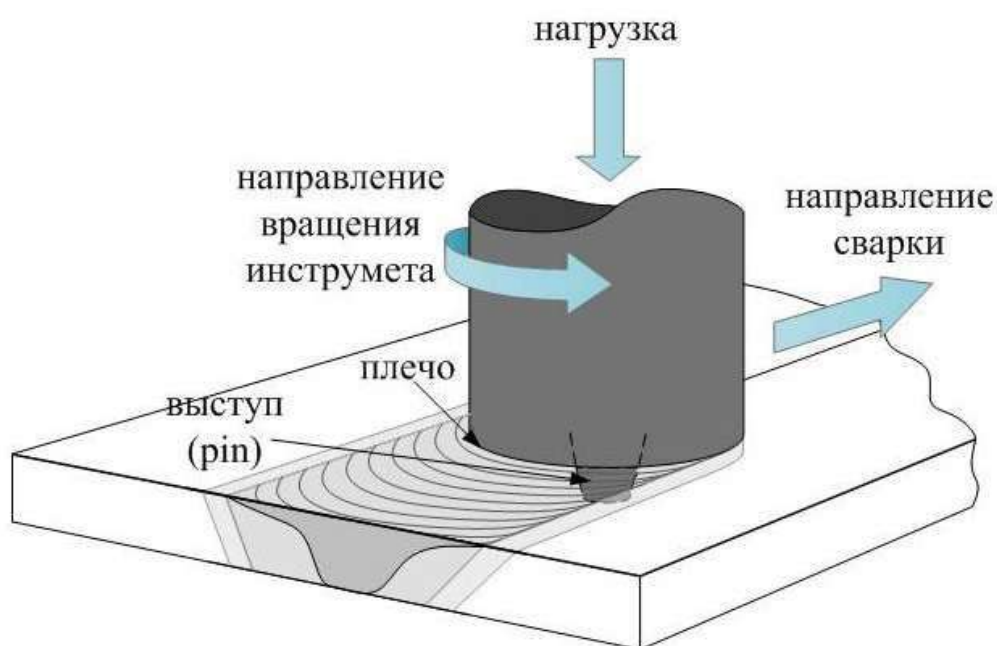


Рисунок 1.1 – Схема процесса сварки трением с перемешиванием

Сварка осуществляется вращающимся инструментом цилиндрической формы, который погружают между свариваемыми пластинами и перемещают вдоль линии стыка (рисунок 1.6). Эти пластины должны быть надежно закреплены, чтобы предотвратить смещение свариваемых поверхностей. При трении плечиков о поверхность осуществляется нагрев и пластическая

деформация в относительно тонких слоях материала, взаимодействующего с плечиками. Вращающийся штифт, погруженный в материал, пластифицирует и перемешивает прилегающий материал.

Под влиянием тепла, возникающего при трении, и оказываемого давления металл свариваемых кромок приобретает свойство пластичности. Перемещаясь вместе с вращающимся инструментом, материал перетекает в пространство, освободившееся за инструментом. Процесс перемешивания подвергнутого пластификации металла и создание компрессии инструментами способствуют формированию неразъемного соединения.

Анализируя поперечное сечение сварного соединения, выделяют сторону «набегания», где ориентация окружной скорости вращения инструмента соответствует направлению сварки, и противоположную ей сторону «отставания», где эти направления противоположны друг другу. Соответственно, материал с отстающей стороны передается на сторону набегания, формируя особое соединение, обладающее четырьмя отличительными областями (рисунок 1.2).

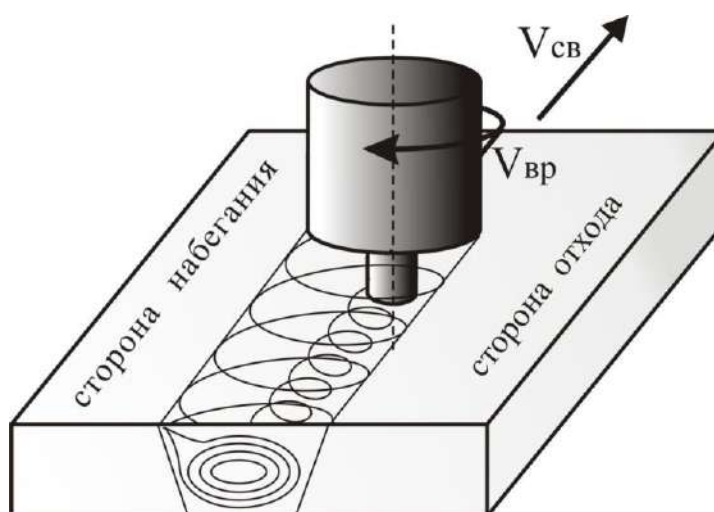


Рисунок 1.2 – Схема расположения зон набегания и отхода инструмента при сварке трением с перемешиванием

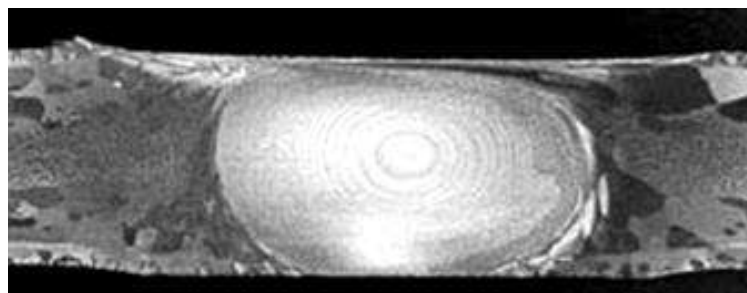
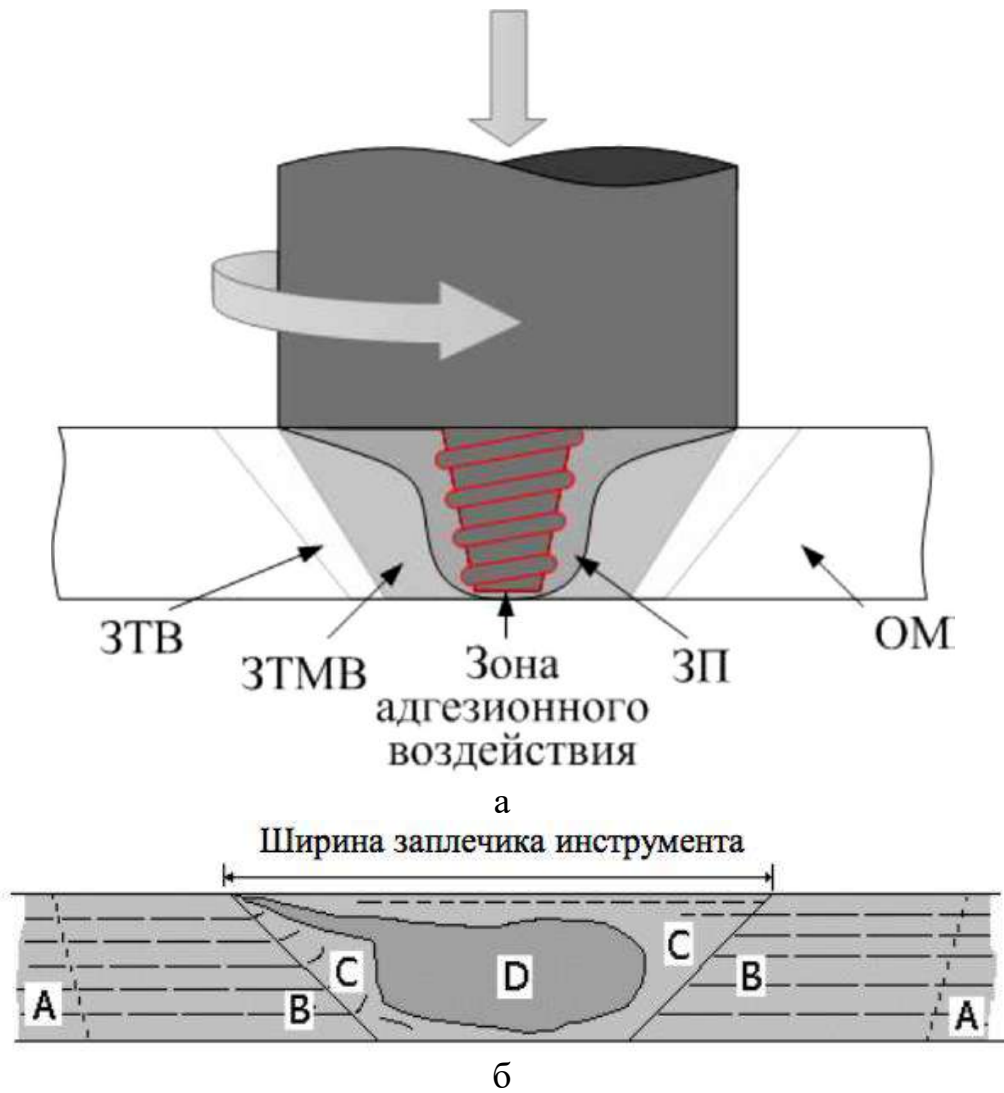
Центральная зона сварного шва обозначается как зона перемешивания (ЗП), испытывающая прямое воздействие рабочей части инструмента. Окружающие её участки представляют собой зоны термомеханического

влияния (ЗТМВ), подверженные комплексному влиянию температурных изменений и деформационных процессов, обусловленных действием инструмента. Эта зона традиционно отличается наличием подвергнутых деформации зерен в микроструктуре металла. Следующими идут зоны термического влияния (ЗТВ), испытывающие изменения температуры благодаря теплопередаче из ЗТМВ. Характеристика данной зоны определяется отсутствием деформаций зерна, возникших непосредственно в ходе сварки, постепенно трансформирующихся в основной металл (ОМ).

Направление вращения инструмента определяет направление переноса разогретого металла в процессе формирования неразъемного соединения.

При СТП одновременно протекают процессы, связывающие воедино макро– и микропластическую деформацию, квазиупругое взаимодействие контактирующих поверхностей инструмента и свариваемых деталей, внутреннее и внешнее трение, массоперенос больших объемов материала, не связанный с диффузией, локальное повышение температуры, вызванное фрикционным нагревом и пластической деформацией, и другие явления. Все эти процессы оказывают влияние на формирование микроструктуры сварного шва, от которой зависят его прочностные свойства, однако определяющим фактором является специфика температурно–временных условий, при которых реализуется процесс интенсивной пластической деформации [1–3].

Как следует из представленной на рисунке 1.3 схемы, дающей представление о строении сварного шва в поперечном его сечении, шов несимметричен относительно линии стыка. Объяснение этому следует искать в распределении тепловых потоков вблизи инструмента и характере пластического течения материала. Принято выделять сторону набегания, где направление вращения инструмента совпадает с направлением сварки, и противоположную – сторону отхода. Шов делится на верхнюю и нижнюю части. Верхняя часть формируется за счет трения плечиков о поверхность свариваемых деталей, нижняя часть – за счет вращения штифта.



в

Рисунок 1.3 – Формирование структурных зон соединения при СТП (а), несимметричное сечение шва (б, в):

ЗП (D) – зона перемешивания; ЗТМВ (C) – зона термомеханического воздействия; ЗТВ (B) – зона термического влияния; ОМ (A) – основной металл

Рост температуры в области взаимодействия штифта и деталей позволяет инструменту передвигаться вдоль границы раздела и осуществлять перемешивание материала, приводящее к образованию сварного соединения [4]. Температурный режим в процессе сварки не достигает уровня, превышающего точку плавления свариваемого металла [5]. Следовательно, источник тепловой энергии распространяется внутри объема материала, окружающего штифт, именуемого в технологии сварки трением с перемешиванием зоной перемешивания [6].

Фундаментальными факторами, определяющими процесс сварки трением с перемешиванием, являются частота оборотов и скорость продвижения инструмента, сила осевого давления на инструмент, наклон инструмента и его геометрические параметры. Геометрические особенности инструмента и условия осуществления сварки оптимизированы индивидуально для каждого типа свариваемого материала.

Значимым параметром, контролирующим динамику перемещения материала и распределение температуры в сварном шве, выступает угловая скорость вращения инструмента, поскольку именно этот показатель воздействует на выработку тепла в непосредственной близости к инструменту. Повышение частоты вращения увеличивает степень разогрева материала. Увеличенная скорость вращения улучшает качество перемешивания пластифицированной массы металла, что положительно отражается на результатах сварки, однако чрезмерно высокая скорость ведет к избыточному прогреву материала и ухудшению его структуры, что особенно неблагоприятно проявляется для высокопрочных термически упрочняемых алюминиевых сплавов [7].

Еще одним важным показателем является скорость поступательного перемещения инструмента вдоль стыка (скорость сварки), увеличение которой ускоряет сам процесс сварки, но одновременно снижает общую температуру зоны перемешивания и повышает требуемое усилие сварки на рабочем инструменте [8, 9].

Также значительное влияние на процесс сварки оказывает угол наклона оси рабочего инструмента относительно перпендикуляра к поверхности свариваемых заготовок. Изменение угла наклона инструмента способно изменить величину силы, необходимой для осуществления сварки, и оказать воздействие на формирование микроструктурных особенностей сварного соединения, несмотря на то, что данный аспект остается предметом научных дискуссий [10], и многие методы сварки трением с перемешиванием предполагают установку инструмента перпендикулярно плоскости заготовки, обеспечивая высокое качество соединения специальной конструкцией заплечика рабочего инструмента [11].

Определенное значение имеют также величины сил прижимного давления между деталями и нагрузки, действующей на инструмент в направлении нормали. Оптимально подобранные значения этих параметров обеспечивают отсутствие дефектов, часто встречаемых при сварке плавлением, и формируют мелкодисперсную структуру сварного шва с улучшенными свойствами.

Подобно другим методам сварки в твердой фазе, процесс сварки трением с перемешиванием включает три последовательные стадии (создание физического контакта, активация поверхностных слоев, достижение объемного взаимодействия), реализуемые в результате совместного тепломеханического воздействия на материал. Независимо от степени интенсивности этого воздействия механизм возникновения связи остается неизменным. Отличительные черты заключены лишь в динамике отдельных этапов процесса, зависящих от режима нагрева, характера и интенсивности деформации материала, локализации зоны деформации и особенностей релаксационных процессов в месте соединения [12–14].

Процедура сварки трением с перемешиванием состоит из нескольких последовательных шагов, представленных на рисунке 1.4.

Технология сварки трением с перемешиванием инициируется размещением вращающегося инструмента над местом стыковки подлежащих

соединению изделий (рисунок 1.4а). Затем на следующей стадии функционирования рабочий элемент, совершая вращательные движения, погружается в стык заготовок на полную длину своего концевой участка до достижения заплечиком поверхности соединяемых деталей (рисунок 1.4б).

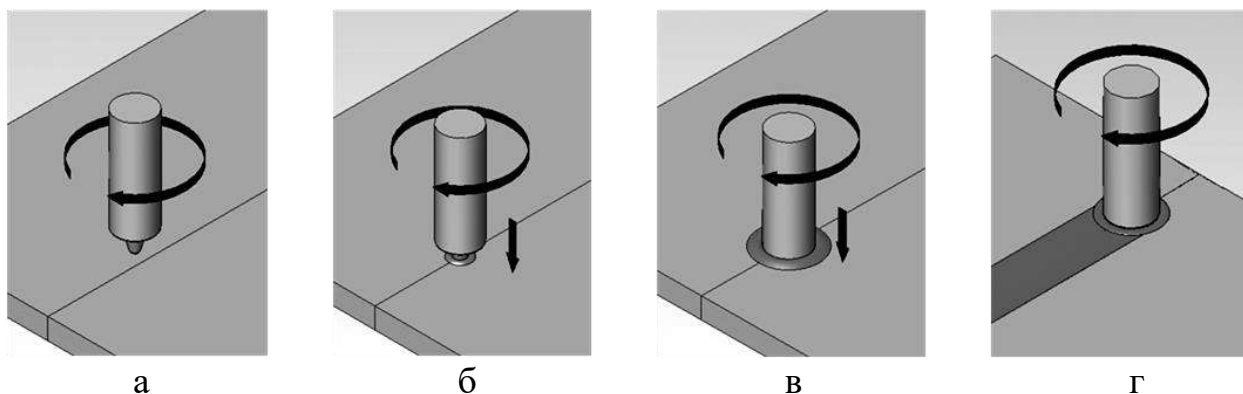


Рисунок 1.4 – Стадии процесса сварки трением с перемешиванием: а – включение вращения инструмента; б – внедрение вращающегося инструмента в соединяемые заготовки; в – разогрев металла вокруг инструмента за счет сил трения; г – линейное перемещение вращающегося инструмента вдоль стыка заготовок

Далее на третьей стадии осуществляется нагрев окружающей рабочий инструмент среды за счет сил трения до состояния пластичности (рисунок 1.4в). Продолжительность данной фазы варьируется в пределах от 15 до 60 секунд в зависимости от толщины используемого сплава и его физико-химических свойств. После завершения этапа нагрева включается поступательное движение инструмента вдоль места сочленения заготовок, осуществляя процедуру сварки (рисунок 1.4г).

Завершив прохождение всего протяжения стыка, отключается поступательная составляющая движения инструмента, и производится его постепенный вывод из материала изделия. Завершается процедура полным прекращением вращения инструмента.

При реализации указанной последовательности действий по сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов на конечной точке стыка образуется углубление («кратер»), отражающее контуры формы применяемого инструмента. Чтобы избежать образования подобного дефекта,

рекомендуется заканчивать процесс сварки на дополнительной вставке (выводной планке).

Конструкция инструмента для сварки трением с перемешиванием включает заплечик и наконечник (пин) (рисунок 1.5). Согласно действующему стандарту ГОСТ ISO 25239–2020, наконечник (probe) представляет собой компонент инструмента, проникающий внутрь соединяемых деталей для выполнения сварного шва [15].

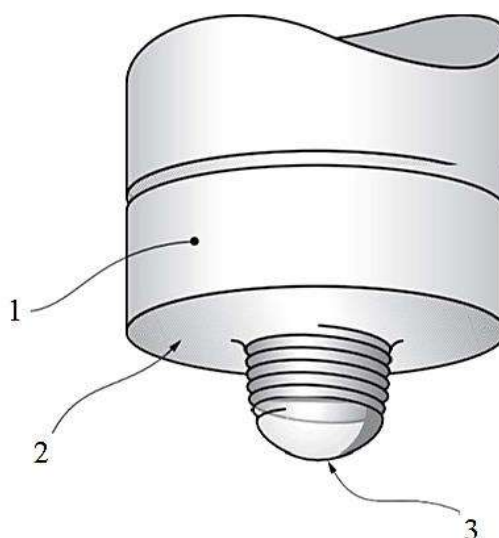


Рисунок 1.5 – Инструмент для сварки трением с перемешиванием [15]:
1 – инструмент, 2 – заплечик, 3 – наконечник

Заплечик оснащен задним участком, называемым пяткой, расположенным в хвостовой части инструмента относительно направления его передвижения.

В ходе совершенствования метода сварки трением с перемешиванием происходили изменения конструктивных решений инструментов. Изначально применялись монолитные стальные инструменты, оснащённые простым цилиндрическим наконечником. Подобная конструкция обеспечивала незначительное количество материала в пластическом состоянии, предназначенного для последующего перемешивания, что накладывало существенные ограничения на темп проведения сварочных работ.

Применение зубчатых наконечников позволяло обеспечивать равномерное распределение пластически деформированного материала вокруг наконечника, включая верхние и нижние слои соединения. Улучшенное перемешивание привело к повышению скорости сварки и устранению внутренних полостей в сварных швах.

Использование наконечников с резьбой и плоскими поверхностями способствовало ускорению процесса сварки, лучшему перемешиванию металла и улучшению качества соединений. Установлено, что наличие плоского плеча позволяет проводить сварку без дополнительного наклона инструмента и изделий относительно друг друга.

Наиболее изученными изменениями, влияющими на качество сварного шва при сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов, являются вариации формы наконечника инструмента.

Среди предложенных конструкций выделяются ключевые элементы: коническая форма наконечника; различная конфигурация его поперечного сечения; наличие срезов, выступов, винтов или иных формообразующих элементов на конической поверхности, стимулирующих перемешивание и пластическое течение материала. Длина наконечника определяется толщиной свариваемых кромок, при этом отношение диаметра наконечника в зоне заплечика к его длине варьирует от 4:1 для кромок толщиной 3–6 мм до 1:1 для кромок толщиной 15–25 мм.

Конструктивные особенности профиля наконечника обеспечивают уменьшение объема самого наконечника по сравнению с объемом обрабатываемого материала (пространством действия инструмента). Чем значительнее разница в объемах наконечника и его рабочей области, тем эффективнее работает инструмент, создавая благоприятные условия для свободного течения разогретого металла. Наиболее активное течение металла вокруг наконечника наблюдается при условии, что расстояние между витками резьбы превышает толщину самих витков, причем указанное расстояние уменьшается от основания к вершине наконечника.

Помимо формы наконечника большую роль в формировании шва играет заплечик. От него в немалой степени зависит и интенсивность перемешивания металла. На рисунке 1.6 приведены наиболее часто применяемые формы опорного бурта рабочего инструмента для СТП.

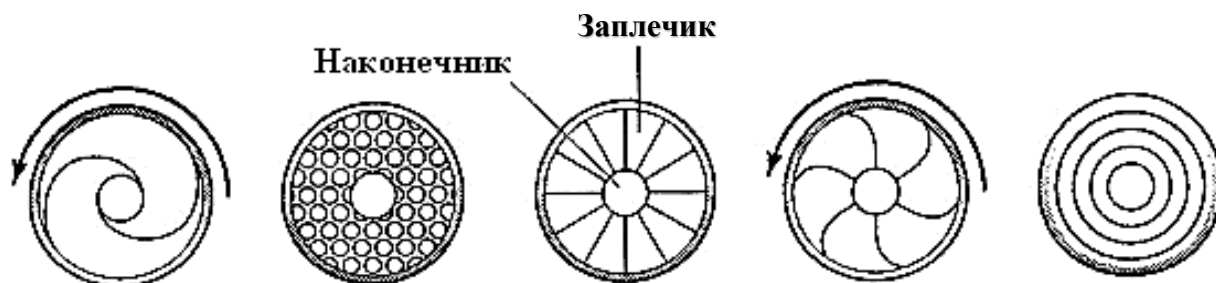


Рисунок 1.6 – Наиболее часто применяемые формы заплечика рабочего инструмента для СТП алюминиевых сплавов

Геометрия рабочей поверхности торца заплечика инструмента практически не сказывается на глубине сварного шва, однако существенно влияет на механизмы перемешивания материалов, подаваемых со стороны подхода инструмента, где направления его вращения и перемещения совпадают, и стороны удаления, где указанные направления противоположны.

Кроме того, данная характеристика определяет скорость и траектории движения перемешиваемых частиц соединяемых материалов в заданном ограниченном пространстве, а также плотность их заполнения при затвердевании, что оказывает влияние на внешний вид лицевой поверхности шва. Использование инструментов разной конфигурации с различными формами рабочей поверхности торца заплечика может вызвать изменение морфологии поверхностных чешуек шва, частоту их повторения и распределение по глубине залегания, плавность перехода от впадин к возвышениям и другие показатели.

Кроме того, данная характеристика определяет скорость и траектории движения перемешиваемых частиц соединяемых материалов в заданном ограниченном пространстве, а также плотность их заполнения при затвердевании, что оказывает влияние на внешний вид лицевой поверхности

шва. Использование инструментов разной конфигурации с различными формами рабочей поверхности торца заплечика может вызвать изменение морфологии поверхностных чешуек шва, частоту их повторения и распределение по глубине залегания, гладкость перехода от впадин к возвышениям и другие показатели.

Экспериментальные исследования продемонстрировали, что при сварке инструментом с ровной горизонтальной поверхностью торца заплечика наблюдаются эпизодические нарушения непрерывности материала, следствием чего становятся грубые чешуйчатые неровности и даже небольшие трещины на лицевой стороне шва, снижающие качество соединений. Присутствие же на торце заплечика кольцевой канавки конической либо полусферической формы создает предпосылки для устойчивого и постоянного перемещения материала, результатом которого становится шов с гладкой поверхностью, сформированный мелкими чешуйками, почти одинаковыми по размеру. Степень перемешивания металлов на внешней поверхности шва сильно зависит от диаметра заплечика инструмента. Например, увеличение его размера с 10 до 16 мм приводит к существенному росту показателя измельченности и созданию более однородной лицевой поверхности шва [16].

Помимо традиционного инструмента, включающего заплечик и наконечник, в технологии сварки трением применяется также бобинный инструмент. Бобинный инструмент (bobbin tool) представляет собой устройство с двумя заплечиками, разделёнными фиксированным расстоянием или наконечником с возможностью регулировки длины (рисунок 1.7). [17]

Использование техники сварки бобинным инструментом позволяет преодолеть одно из ограничений классического метода сварки трением с перемешиванием – невозможность применения в мобильных вариантах из-за обязательного крепления заготовок на подложке.

В зависимости от технологической схемы, конструктивных особенностей инструмента и дополнительных специфических возможностей

сварка трением перемешиванием также имеет свои разновидности, пример такой классификации приведен на рисунке 1.8.

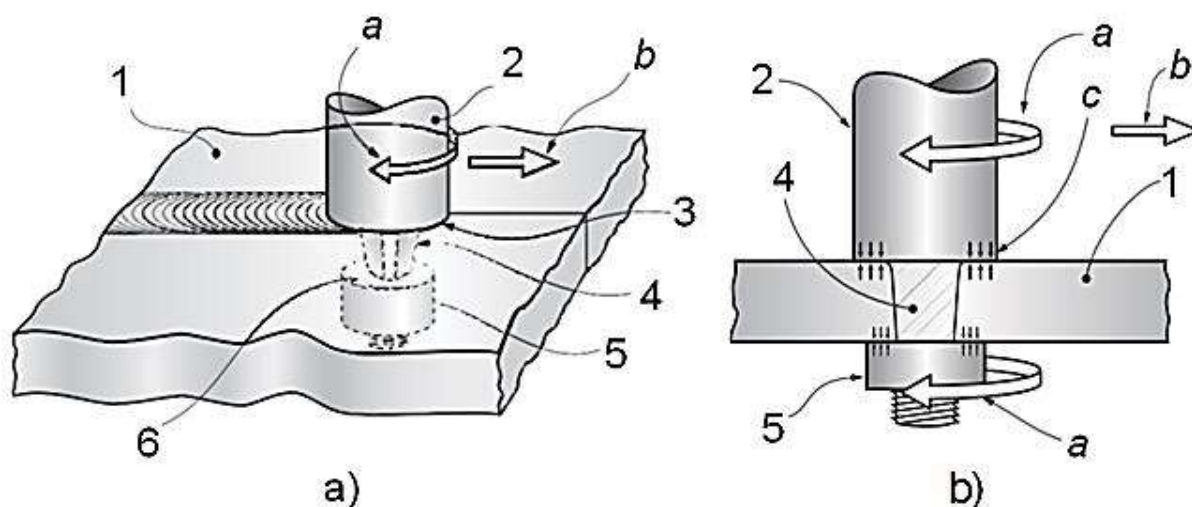


Рисунок 1.7 – Сварка трением с перемешиванием бобинным инструментом [15]: а) вид в изометрии; б) вид сбоку

1 – деталь; 2 – верхняя часть инструмента; 3 – верхний заплечик; 4 – наконечник; 5 – нижняя часть инструмента; 6 – нижний заплечик; а – направление вращения инструмента; b – направление сварки; с – реактивные силы



Рисунок 1.8 – Классификация сварки трением с перемешиванием

Теоретические основы сварки трением перемешиванием заложены в исследованиях, проведенных R.S. Mishra [18, 19], C.J. Dawes, W.M. Thomas [20–22]. Работы посвящены исследованию механизмов формирования сварных швов, микроструктуре и их влиянию на механические свойства соединения. При этом внимание уделяется сварке алюминиевых сплавов. Особо отмечается, что практическая экспериментальная отработка технологий намного опережает фундаментальные исследования, моделирование и аналитическое прогнозирование в данной области.

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.

Выделение тепла за счет работы сил трения и интенсивная пластическая деформация в размягченном материале вокруг инструмента являются основополагающими для процесса сварки трением с перемешиванием [56]. 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 заготовок позволяет инструменту двигаться вдоль линии стыка и перемешивать материал, образуя сварное соединение [25]. Температура при сварке не

превышает температуру плавления основного металла [57]. Таким образом, источник тепла распределяется в объеме материала, окружающем пин (стержень), который в сварке трением с перемешиванием называется зоной перемешивания [26]. 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 [27].

Основными параметрами процесса сварки трением с перемешиванием являются: частота вращения и скорость перемещения инструмента, нагрузка и геометрия инструмента. Выбор геометрии инструмента и параметров процесса сварки оптимизируется для каждого конкретного свариваемого материала. Исследования [28] 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 [29].

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*). [30–33].

В целом существует определенный диапазон комбинаций параметров, что приводит к хорошему качеству сварного шва. Так же для улучшения качества швов может применяться ультразвуковая обработка в процессе сварки [34, 35].

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 [23]. Эта работа была проведена исключительно на алюминиевых сплавах с использованием только лишь оптической микроскопии. Однако работа с другими металлическими материалами показала, что поведение алюминиевых сплавов не характерно для большинства металлов и сплавов, и эта первоначальная классификация была не справедлива с общей точки зрения. Следовательно, был предложен пересмотренный набор терминов [36], который принят в Американском стандарте сварочного общества D17 3М [37].

В любом процессе сварки плавлением свойства и характеристики сварного шва определяются микроструктурой, которая, в свою очередь, определяется термическим циклом процесса сварки, который может изменяться путем изменения параметров сварки. Поэтому должны быть выбраны параметры сварки, которые обеспечивают получение наилучшей возможной микроструктуры, а также отсутствие дефектов и других нежелательных свойств. Известно, что в большинстве материалов сварка плавлением оказывает неблагоприятное воздействие на микроструктуру и свойства, и, таким образом, «оптимизированные» параметры сварки являются компромиссом для получения приемлемой микроструктуры и свойств соединения.

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 [31].

В зоне термического влияния, удаленной от центра сварного шва, нет очевидного изменения структуры зерен, 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. 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.

Общим наблюдением в исследовании зоны перемешивания является появление ряда круговых или эллиптических областей на металлографических срезах, которые часто называются «луковыми кольцами». Махони и др. [38] и Леонард [39] показали для сплавов В95 и АК8, что кольца являются реакцией травления на изменения размера зерен между кольцами.

Другие характеристики колец включают эффекты текстуры [39, 40] и изменения плотности дислокаций [41, 42]. Зона перемешивания может также содержать раздробленные частицы [39, 43], и «луковичную» структуру иногда связывают с изменением их распределения [39, 44]. Это может быть следствием полосового распределения составляющих частиц, присутствующих в основном металле, что сильно зависит от сплава [45].

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 [23]. 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 [46–51] 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 [52] показали, что ультрамелкозернистые структуры, характеризующиеся средним диаметром зерен 0,68 мкм, были получены после обработки трением с перемешиванием сплава Al-Zn-Mg-Sc . Эти значения размера зерен значительно меньше, чем получаемые после сварке трением с перемешиванием в других сплавах.

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

Так как в настоящее время существует проблема получения термически неупрочняемых алюминиевых сплавов системы Al-Mg с повышенными прочностными характеристиками, наиболее используемыми методами получения таких материалов являются методы интенсивной пластической деформации. Эти методы позволяют повысить прочностные характеристики металла за счет уменьшения зерна до мелко- и ультрамелкозернистого состояния [53].

С этой точки зрения метод сварки трением с перемешиванием и образованная от него обработка трением с перемешиванием [54] являются перспективными методами интенсивной пластической деформации наряду с другими, включая равноканальное угловое прессование [55], последовательную роликовую прокатку, в том числе и низкотемпературную прокатку [56, 57], различные виды экструзии, такие как гидростатическая и винтовая экструзия [58, 59], кручение под высоким давлением [60] и другие [38, 61–70]. При этом каждый из этих процессов имеет свои преимущества, определяющие его использование в исследованиях и практике.

Важную роль в формировании материалов с помощью методов интенсивной пластической деформации играет трение между поверхностями образца и инструмента. Трение на границе между материалом и инструментом имеет существенное влияние на напряженно-деформированное состояние на поверхности материала. За счет этого степень деформации в области фрикционного воздействия возрастает и формируется сильно деформированный слой. Данное поведение материалов подтверждает, что максимальное развитие пластической деформации достигается за счет сдвига в стесненных условиях. Интенсивный сдвиг в условиях стеснения имеет место при трении скольжения в поверхностных слоях материала и инструмента [65].

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 [71].

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 [72]. 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 [65].

1.2. Особенности сварки трением с перемешиванием термически не упрочняемых и термически упрочняемых алюминиевых сплавов

Одними из наиболее легко поддающимися фрикционной перемешивающей обработке и сварке сплавов являются деформируемые нетермоупрочняемые алюминиевые сплавы системы Al–Mg, Al–Mg–Sc, Al–Mg–Sc–Zr и др. [73, 74]. К ним относятся сплавы АМг5, АМг6, 1565ч, 1570С и др. Для данных сплавов характерны в целом достаточно высокие значения показателей прочности и пластичности, высокие показатели свариваемости различными способами. Фрикционная перемешивающая сварка (СТП) данных сплавов позволяет повысить производительность процесса сборки металлических деталей или конструкций.

Использование метода сварки трением с перемешиванием указанных сплавов способствует улучшению их пластичных свойств при высоких температурах посредством реализации эффекта сверхпластичности и формированию ультрадисперсной микроструктуры поверхностных слоев [75–78]. Вследствие этого данная технология применима как для производства композитных материалов с металлическими матрицами, так и для

предварительной структурной модификации заготовок перед последующим деформированием с применением эффекта сверхпластичности.

При этом указанные материалы допускают обработку инструментами разнообразной конфигурации и габаритов, варьирующихся от 1–1,5 мм до 30–35 мм и даже больше. Инструменты нестандартной формы, отличающиеся от привычных цилиндрических, конусообразных либо спиральных конструкций, обладают потенциалом повышения интенсивности диспергирования упрочняющих компонентов внутри объема зоны перемешивания, усиления деформационного воздействия и решения иных технологических задач. К настоящему моменту литературные источники содержат сведения относительно методов обработки металлических изделий инструментарием с трехгранной, четырехугольной, восьмиугольной конфигурациями стержня [79, 80] и устройствами, оснащенными эксцентрическими компонентами или мультипиновыми конструкциями [81, 82].

Строение зоны перемешивания на макроуровне после сварки трением с перемешиванием или фрикционной обработки представлено концентрическими кольцами неправильной формы, в современной литературе для данной структуры в основном используется термин «onion rings» [83] (рисунок 19).

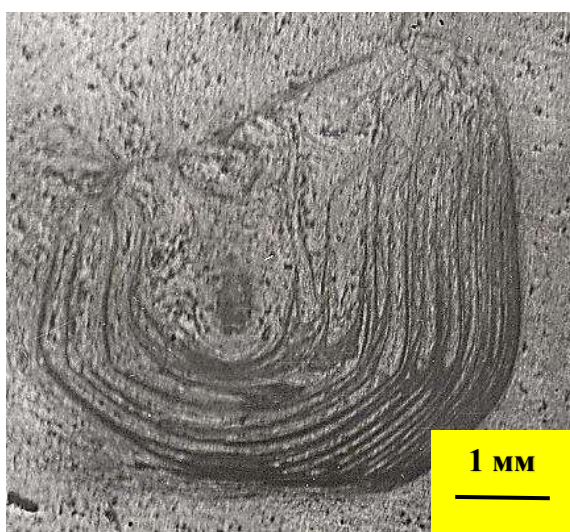


Рисунок 1.9 – Макроструктура зоны перемешивания сплава АМг5 после сварки трением с перемешиванием

Зона термомеханического воздействия алюминиево-магниевого сплава характеризуется смешанной структурой, включающей частично разрушенные и деформированные кристаллические зерна, плавно переходящие в мелкодисперсную рекристаллизованную структуру зоны перемешивания с равномерно ориентированными зернами. Образование кольцевых структур в исследуемых образцах обуславливается формированием зоны перемешивания посредством переноса пластифицированной, деформированной и частично рекристаллизованной массы из передней части инструмента в заднюю область при движении вдоль свариваемого стыка заготовок. Такая кольцевидная морфология обусловлена куполообразной конфигурацией слоев, транспортируемых за инструментом, а также аналогичной формой распределения температур, связанной с меньшей скоростью охлаждения центральных участков листа относительно периферийных зон. Механизмы протекания процесса перемещения металла в зоне перемешивания и механизм переноса материала из фронтальной части зоны контакта инструмента с заготовкой в заднюю часть остаются слабо изученными, несмотря на наличие определенных концепций, представленных в научной литературе [84–87].

При проведении сварки трением с перемешиванием большинство металлов независимо от начальной структуры формируют мелкозернистую рекристаллизованную структуру с доминированием равномерных зерен диаметром порядка 0,2–7 мкм. Среднее значение диаметра зерен в зоне перемешивания для алюминиево-магневых сплавов типов АМг5, АМг6, 1565ч и 1570 варьируется в диапазоне 2–7 мкм. Исходная неоднородность структуры образца сплава АМг5 после обработки исчезает, выравниваясь по размеру зерен в продольной и поперечной ориентациях. Уменьшение среднего размера зерна достигает 3–5 раз по отношению к начальному состоянию.

Сварка трением с перемешиванием выполняется стандартным инструментом с цилиндрическим наконечником длиной 3 мм с винтовой нарезкой при усилии давления инструмента 12,5 кН (для АМг5) и 13,5 кН (для АМг6), вращающимся с частотой 500 оборотов в минуту и движущегося с

линейной скоростью вдоль стыка 90 мм/мин. Для сплавов серии Al–Mg–Sc–Zr (например, 1570С) давление снижается до 11,5 кН, частота вращения инструмента сохраняется равной 500 оборотам в минуту.

Реакция свариваемого материала на процессы интенсивной термомеханической деформации выражается двумя основными параметрами: крутящим моментом вала двигателя сварочной установки, зависящим от вовлеченного в контакт инструмента объема материала, и сопротивлением продвижению инструмента вперед, которое определяется величиной усилия, необходимого для перемещения материала впереди инструмента. Величина сопротивления продвижению инструмента для сплава АМг5 равна 2,7 кН, для АМг6 – 3,0 кН, а для сплава 1570С – 2,25 кН, демонстрируя прямую корреляцию с силой давления. Крутящий момент вала двигателя составляет 11 Н•м для образцов АМг5 и АМг6 и 10,4 Н•м – для сплава 1570С.

Изменения механических свойств рассматриваемых сплавов после проведения процедуры сварки трением с перемешиванием практически совпадают с показателями в исходном состоянии. Более мелкая зернистость зоны перемешивания способствует незначительному улучшению механических характеристик АМг5 и АМг6 после однократного прохождения рабочим инструментом.

Переходя к пределу текучести можно отметить, что материал вступает в стадию пластического деформирования, характеризующегося специфическим эффектом прерывистого течения («эффект Портевена-Ле Шателье»). Этот феномен проявляется в ступенчатом увеличении напряжения при дальнейшем растяжении. Так, образцы сплава АМг5, вырезанные из зоны перемешивания, демонстрируют среднее значение предела прочности около 346 МПа, предела текучести 196 МПа, а относительное растяжение при разрыве составляет примерно 26%. Для непроработанного металла соответствующие параметры равны 305 МПа, 160 МПа и 31, соответственно.

Образцы сплава АМг6 характеризуются сходными значениями предела прочности 360 МПа, текучести 210 МПа и относительного удлинения 17,5%,

тогда как для начального состояния эти величины составляют 351 МПа, 160 МПа и 28%, соответственно. Сплав 1570 демонстрирует пределы прочности и текучести 370 МПа и 193 МПа, соответственно, с относительным удлинением 17%.

Модификация структуры зоны перемешивания оказывает влияние и на другие физические характеристики материалов. Анализ изменений микротвердости в указанной зоне выявил повышение значений (до 5–6%) в центральном участке после сварки алюминиево-магниевого сплава по сравнению с исходным материалом. Однако в зонах термического или термомеханического воздействия значительных отклонений не наблюдается.

Таким образом, влияние сварки трением с перемешиванием на механические свойства термически неупрочняемых алюминиевых сплавов представляется неоднозначным вследствие ряда уникальных структурных особенностей этих материалов. Хотя отмечается значительное уменьшение размеров зерен твердого раствора, существенного роста прочностных показателей не фиксируется. Причина кроется в том, что прочность указанных сплавов зависит не только от размера зерен, но и от наличия железосодержащих фаз (частиц интерметаллических фаз $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ в сплаве 1570С), а также от наклепа материала после прокатки. Поскольку частицы данных фаз существенно не измельчаются, а наложенный наклеп устраняется, улучшение физико-механических свойств оказывается минимальным.

При этом следует отметить, что обработка алюминиево-магниевого сплава может иметь целью не только упрочнение поверхностных слоёв или всего объема в целом. Ряд работ свидетельствует о положительном влиянии фрикционной перемешивающей обработки на сверхпластическое поведение наследственно мелкозернистых сплавов системы Al-Mg-Sc , Al-Mg-Sc-Zr при деформации в условиях повышенной температуры, что делает обработку потенциально применимой для подготовки заготовок под последующую сверхпластическую формовку [76, 78, 88, 89]. Процесс сварки трением с перемешиванием и фрикционной обработки данных сплавов имеет

существенно большую производительность по сравнению с традиционными методами, а сварка сплава 1570С плавлением затруднена неоднородностью распределения частиц скандия после кристаллизации из расплава.

Сварка трением с перемешиванием термоупрочняемых алюминиевых сплавов типа Д16 [90–93], В95 [94, 95] и В1469 [96] является достаточно сложным и неоднозначным процессом и может приводить как к положительному, так и к отрицательному эффектам.

Макроструктура зоны перемешивания указанных сплавов отображает характерные концентрические кольца, чётко различимые как на макроскопическом уровне (см. рисунок 1.10, а–в), так и при увеличенном масштабе наблюдения (рисунок 1.10, г).

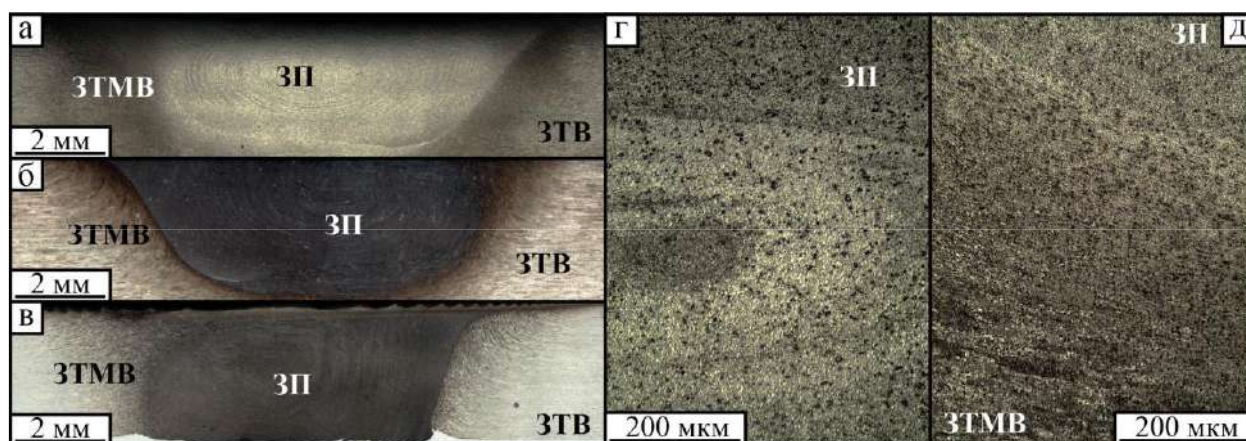


Рисунок 1.10 – Макроструктура зоны перемешивания сплава Д16М (а), Д16АТ (б), В95АТ (в) после фрикционной перемешивающей обработки, структура зоны перемешивания (г) и зоны термомеханического влияния (д) сплава Д16М при большем увеличении [92, 95]

Отмечено, что способность к травлению материала зоны перемешивания сплава Д16 значительно варьируется в зависимости от начального состояния образца. Анализируя структуру термоупрочняемых алюминиевых сплавов, установлено, что при выполнении сварки трением с перемешиванием наблюдается значительное уменьшение размера зерна, сопровождающееся формированием мелкодисперсной равноосной зернистой структуры. Средний размер зерна твёрдого раствора уменьшается заметно сильнее и достигает,

согласно данным просвечивающей электронной микроскопии, порядка 1,1 мкм [97].

Зона перемешивания термоупрочняемых алюминиевых сплавов демонстрирует отсутствие таких серьёзных дефектов, как неполное заполнение корня шва или наличие линии стыка, являющихся особо опасными [98]. Для успешной сварки трением с перемешиванием алюминиевых сплавов системы Al–Cu–Mg необходимы высокие нагрузки (около 19 кН) и низкая частота вращения инструмента (400 об/мин). Важно отметить, что сварка сплава Д16АТ сопровождается значительным моментом на валу двигателя (13,8 Н·м) и высоким сопротивлением продольной подаче инструмента (3,95 кН). Аналогичным образом, для обработки сплавов системы Al–Zn–Cu–Mg (например, В95АТ) требуются средние нагрузки (14 кН) и пониженная частота вращения инструмента (325 об/мин).

Механические свойства зоны перемешивания термоупрочняемых алюминиевых сплавов демонстрируют специфику, отличную от нетермоупрочняемых сплавов. Хотя возможно упрочнение материала за счёт измельчения структуры, перестаривание в зоне перемешивания способно вызвать ослабление, особенно выраженное в зоне термомеханического влияния. Наибольшее ухудшение характеристик проявляется у материалов с ограниченной термической устойчивостью, особенно сложных многокомпонентных составов, таких как Al–Zn–Cu–Mg (В95АТ).

Приведённые графики (рисунок 1.11) иллюстрируют изменение механических свойств образцов основного металла и зоны перемешивания после процедуры сварки трением с перемешиванием. Стоит подчеркнуть, что разница в исходных характеристиках образцов сплавов Д16АТ и Д16М исчезает после обработки, хотя изначально прочность образцов различалась почти вдвое. Микротвёрдость в зоне перемешивания изменяется разнонаправленно: для некоторых сплавов она возрастает, для других снижается. Такая тенденция отражает зависимость от исходного состояния материала и условий сварки [96].

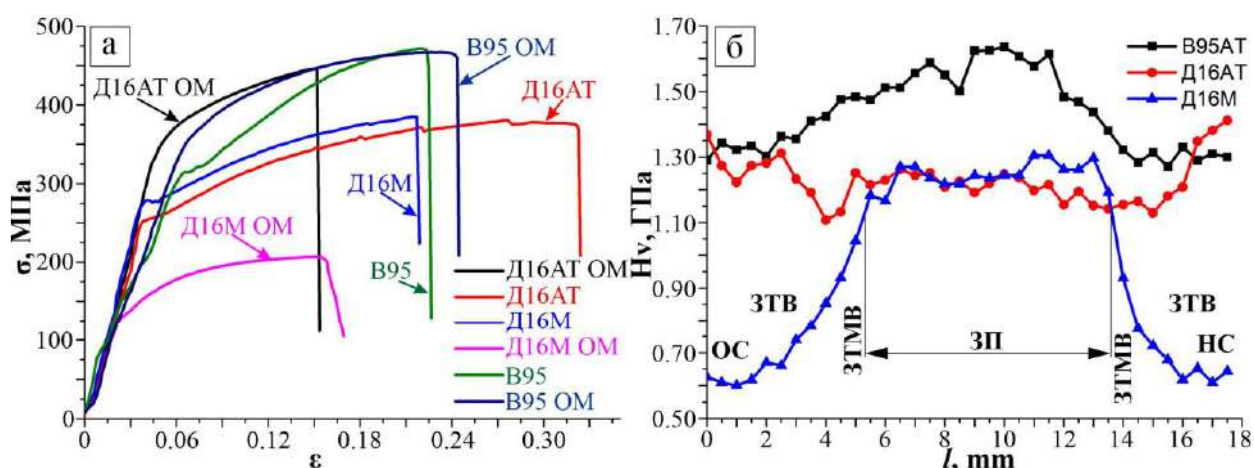


Рисунок 1.11 – Диаграммы испытания на растяжение образцов сплавов В95, Д16АТ и Д16М после сварки трением с перемешиванием (а) и изменение микротвердости данных сплавов после сварки [96]

Хотя отдельные публикации [99, 100] сообщают о достижении высокой прочности сварных соединений термоупрочняемых алюминиевых сплавов, большинство исследований указывают на необходимость специального охлаждения для сохранения прочности и улучшения качества соединений [94, 96, 101]. Оптимизация технологического процесса, такая как дополнительное охлаждение и последующая термическая обработка [102], способствует улучшению механических характеристик сварных соединений.

Из термоупрочняемых алюминиевых сплавов хорошо поддаются сварке трением с перемешиванием преимущественно сплавы систем Al-Cu-Mg и Al-Mg-Si [90, 103–106]. Применение дополнительного охлаждения в процессе сварки или обработки позволяет достичь высоких прочностных показателей сплавов типа Al-Zn-Cu-Mg и др., в том числе при получении соединений разнородных сплавов [107–109].

Таким образом, помимо положительного влияния на механические свойства материала зоны перемешивания возможно и негативное влияние, заключающееся в избыточном по температуре и времени тепловым воздействием в процессе сварки трением с перемешиванием. При сварке термоупрочняемых алюминиевых сплавов структура и механические свойства зоны перемешивания мало зависят от исходного состояния материала, о чем свидетельствуют близкие значения механических свойств образцов сплава

Д16АТ и Д16М (в состоянии после закалки и искусственного старения (Д16АТ) и в состоянии после отжига (Д16М) по ГОСТ 21631-76). Такое положение свидетельствует о высокой степени деформации и термического воздействия на материал при адгезионном взаимодействии материала и инструмента, приводящей к растворению частиц вторичных фаз и их повторному выпадению при охлаждении и распаде пересыщенного твердого раствора.

1.3. Классификация дефектов сварных соединений алюминиевых сплавов при сварке трением с перемешиванием

Сварка трением с перемешиванием, успешно применяемая для соединения различных металлов и сплавов, наибольшее распространение получила при сварке конструкций из алюминия и его сплавов. С начала появления технологии сварки трением с перемешиванием и до настоящего времени большое количество зарубежных и отечественных исследований посвящалось главным образом изучению механизма формирования структуры шва. В этом направлении достигнуты большие успехи. Результаты исследований, посвященных описанию своеобразной структуры и механических свойств сварного шва, полученного сваркой трением с перемешиванием, показали, что при внешней простоте схемы процесса и идентичности строения сварного шва у широкого класса материалов добиться качественного соединения не всегда возможно из-за возникающих дефектов, отличных от характерных для сварки плавлением [110–113].

Несмотря на большое количество работ, посвященных изучению структуры и свойств сварных соединений различных металлов и сплавов, полученных способом сварки трением с перемешиванием, однозначного мнения о влиянии дефектной структуры сварного шва на характер разрушения соединения не существует. Изучение этого влияния является в настоящее

время важнейшей задачей, от решения которой зависит успех широкого внедрения в промышленность этой перспективной технологии.

Действующие в области сварки плавлением стандарты, определяющие вид и допустимость образующихся дефектов, а также технологические причины их возникновения для сварки трением с перемешиванием оказались неприменимы в основном из-за специфики структурообразования сварного шва: слоистого строения и наличия резкой границы между ядром шва и зоной термомеханического влияния [114–116]. Применение сварки трением с перемешиванием для ответственных конструкций требует учета специфичности образуемых при данном методе сварки дефектов и определения их влияния на прочность сварного соединения.

Самыми значимыми параметрами при СТП являются частота вращения инструмента и скорость его поступательного движения при формировании шва, а также их соотношение. Эти параметры управляют температурным режимом в зоне сварки и должны обеспечивать оптимальный баланс для получения качественного шва. С одной стороны, не должно быть перегрева материала, а с другой – материал должен быть достаточно разогрет для формирования качественного бездефектного шва.

Для получения систематических данных, которые могли бы послужить в дальнейшем базой для первичной классификации дефектов, представляется полезным применение метода целенаправленного варьирования основными параметрами режима сварки с целью идентификации образующихся дефектов и изучения их влияния на прочность сварных соединений.

Достаточно сложный процесс образования сварного соединения может приводить к возникновению внешних и внутренних дефектов в сварных соединениях. Частично классификация дефектов сварных соединений представлена в ГОСТ ISO 252239–5–2020. Согласно указанного стандарта все дефекты, возникающие при сварке трением с перемешиванием, подразделяются на:

- поверхностные дефекты типа I, не влияющие на толщину сварного шва;
- поверхностные дефекты типа II, влияющие на толщину сварного шва;
- внутренние дефекты;
- дефекты в корне шва.

К наружным дефектам типа I относятся: грат, линейное смещение, угловое смещение, деформация соединения и чрезмерная шероховатость поверхности шва.

Дефект в виде грата представлена на рисунке 1.12.

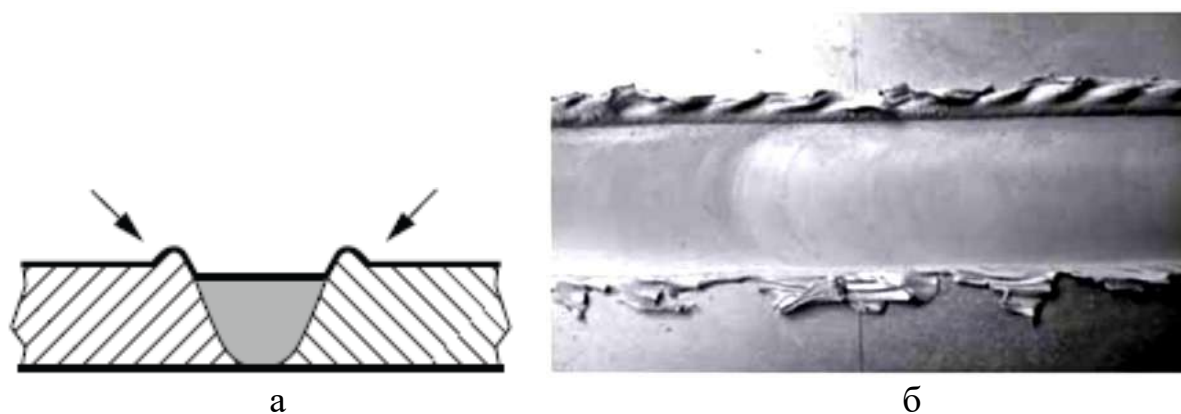


Рисунок 1.12 – Схематичное изображение грата (а) и внешний вид данного дефекта (б)

Указанный вид дефекта возникает из-за перегрева материала в процессе сварки. Образование грата при сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов вызвано рядом ключевых факторов:

- Неправильное положение инструмента. Избыточное погружение заплечика инструмента в металл приводит к вытеснению материала на поверхность шва, формируя грат.
- Неконтролируемые углы наклона. Неправильно установленный угол наклона инструмента провоцирует возникновение грата из-за неравномерного распределения нагружающего усилия и деформации материала.
- Недостаточная фиксация свариваемых кромок. Деформация кромок и неплотное крепление деталей приводят к нестабильной геометрии сварного шва и способствуют образованию излишков пластифицированного металла.

– Особенности химического состава сплава. Некоторые пластичные алюминиевые сплавы (АМц, АМг2, АД33) склонны к образованию грата больше, чем другие алюминиевые сплавы, из-за особенностей своего поведения при высоких температурах и давлениях [117].

К поверхностным дефектам типа I также относятся линейное смещение, угловое смещение и общая деформация соединения (рисунок 1.13). Причины возникновения линейного смещения, углового смещения и общей деформации сварного соединения при сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов включают несколько ключевых аспектов

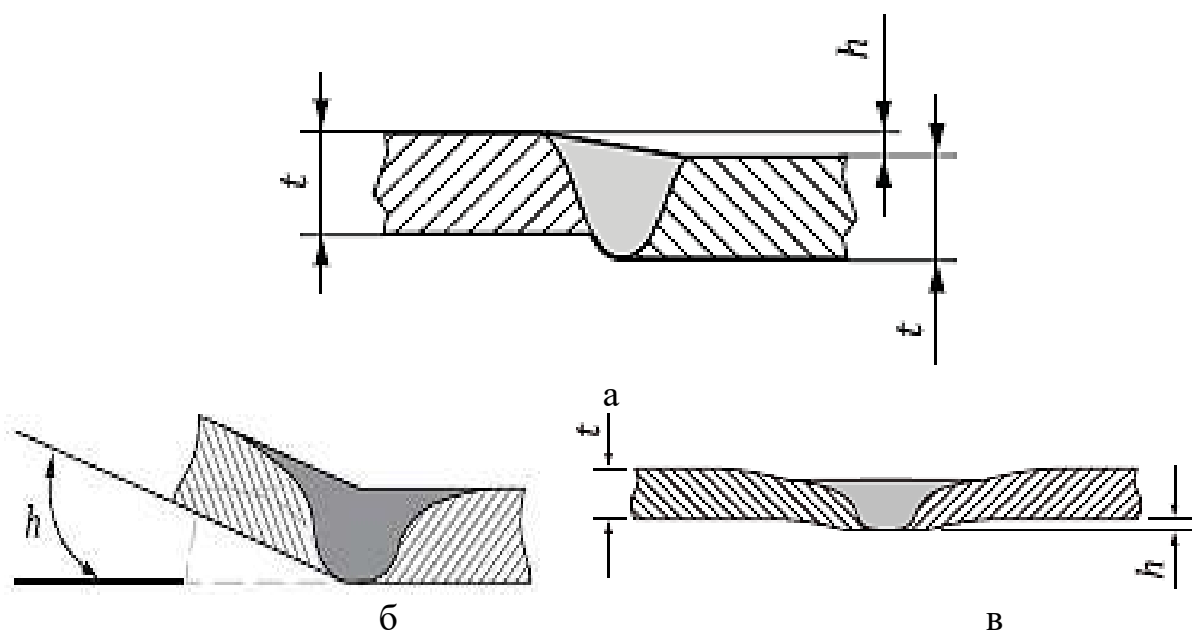


Рисунок 1.13 – Внешние дефекты сварных соединений алюминиевых сплавов при сварке трением с перемешиванием: линейное смещение (а), угловое смещение (б) и общая деформация соединения (в)

Линейное смещение может возникать по причине недостаточно жесткого закрепления свариваемых заготовок в процессе сварки, что приводит к параллельному сдвигу свариваемых заготовок относительно друг друга. Существенное влияние на образование данного дефекта оказывает нарушение точности установки заготовок перед сваркой. Способствовать образованию линейного смещения может чрезмерно высокий ввод тепла в свариваемые заготовки в процессе СТП.

Угловое смещение может возникнуть вследствие перераспределения напряжений в свариваемых заготовках под влиянием сварочного нагрева. Возникновению данного дефекта будет также способствовать различия в температурных условиях охлаждения сварного соединения, инициирующие неоднородность деформации и нарушение геометрической симметрии сварного соединения.

Возникновению общей деформации сварного соединения способствует термический цикл сварки (нагрев и последующее охлаждение провоцируют появление упругих и пластических деформаций), неправильный выбор параметров режима СТП (скорость сварки, глубина погружения инструмента, усилие прижима инструмента к поверхности свариваемых заготовок) и изменение жесткости конструкции под влиянием сварочного нагрева.

Эти процессы требуют точного соблюдения технологического регламента и учета взаимозависимости параметров сварки для предотвращения нежелательных отклонений.

Чрезмерная шероховатость поверхности зоны перемешивания (металл шва) оказывают негативное влияние на механические свойства высокопрочных алюминиевых сплавов (рисунок 1.14). Разрушение сварных соединений в случае приложения циклических нагрузок инициируется с поверхности сварного шва, поэтому именно степень его шероховатости значительно влияет на уровень характеристик усталости [118–120]. Проведенные испытания по определению малоциклового усталости показали, что образцы с повышенной шероховатостью поверхности разрушаются, преимущественно, по сварному шву. Установлено, что очагами разрушения сварных образцов сплавов 1565ч, В-1461 и В-1469 при испытаниях на малоцикловую усталость являются поверхностные несовершенства сварного шва типа ямок и грубой поверхности.

В изломе образца сварного соединения сплава В-1461 наблюдается один развитый очаг разрушения, связанный с неровностями поверхности сварного шва. Усталостная трещина развивается веерообразно по трем разным

плоскостям на глубину всего сечения образца, причем, развитие трещины в плоскостях, расположенных за начальной зоной развития, носит явный характер ускоренного развития.

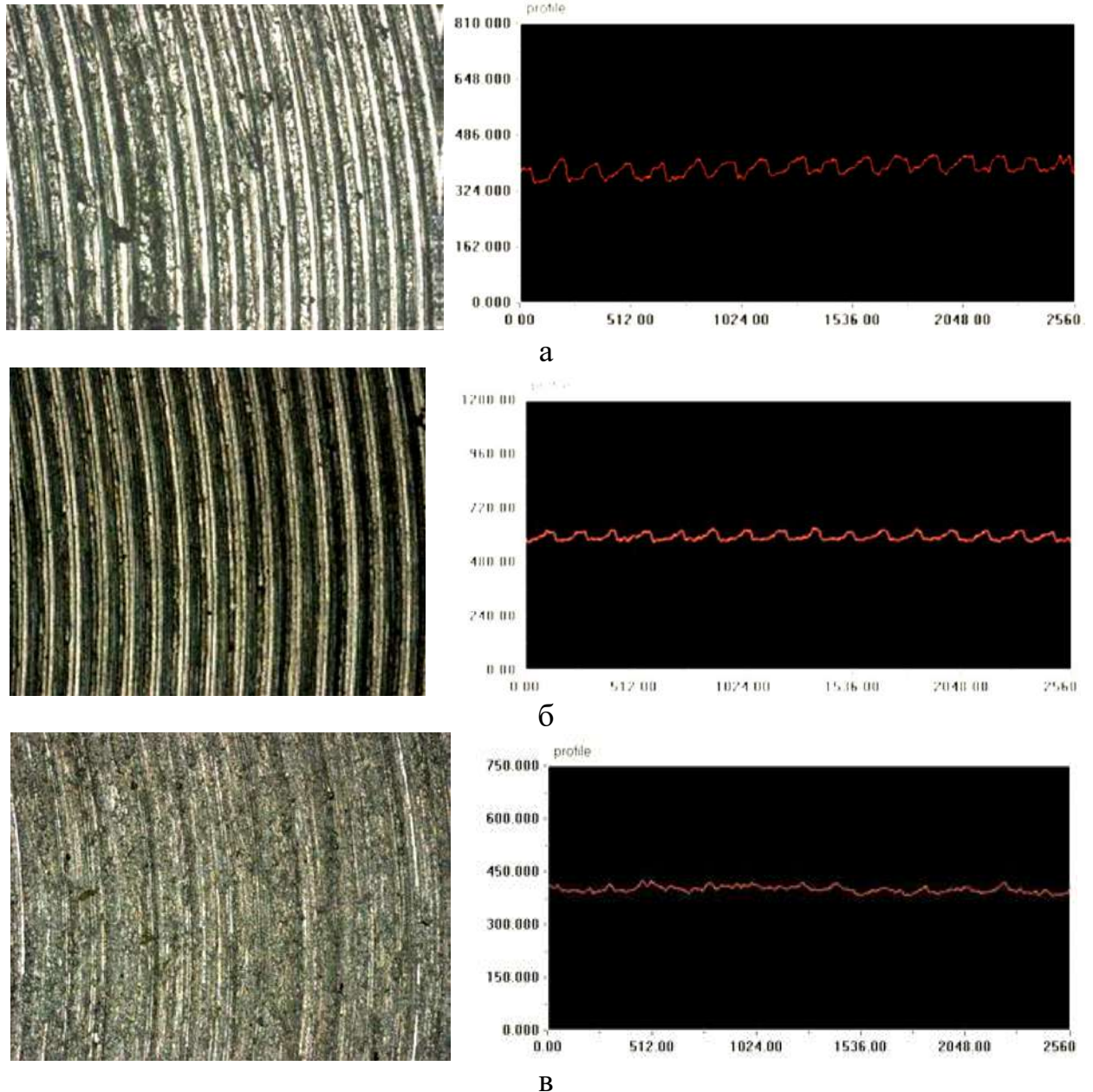


Рисунок 1.14 – Внешний вид и профиль поверхности зоны перемешивания сплава В-1469 при шероховатости R_z 89 мкм (а), 67 мкм (б) и 48 мкм (в) [118]

В очагах разрушения образца сварного соединения сплава В-1469 наблюдаются усталостные трещины по линиям сварного шва, разрушение развивается от этих трещин и наиболее грубых неровностей шва. Подобный характер поверхности наблюдается при шероховатости $R_z \geq 60$ мкм, при этом

разрушение при циклических испытаниях обоих сплавов является многоочаговым и развивается от неровностей сварного шва на все сечение образца. Анализ характера разрушения образцов с шероховатостью поверхности $R_z \leq 50$ мкм показал, что в изломе наблюдается один очаг разрушения, излом более вязкий по сравнению с шероховатостью $R_z \geq 60$ мкм.

Сварные соединения с пониженной шероховатостью поверхности шва ($R_z \leq 50$ мкм) показывают высокие значения МЦУ (более 300 000 циклов без разрушения для сплава В-1461 и более 150 000 циклов для сплава В-1469 при напряжении $\sigma_{\max}^{\text{нетто}} = 196$ МПа).

К поверхностным дефектам типа II, влияющим на толщину сварного шва, относится неполное заполнение сварного шва (рисунок 1.15). Глубина неполного заполнения сварного шва ограничивается в зависимости от уровня приемки сварного соединения и колеблется в пределах: от $h \leq 0,2 + 0,1s$ до $h \leq 0,1s$.

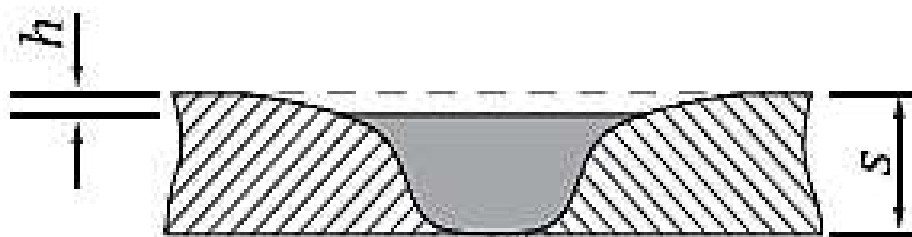


Рисунок 1.15 – Внешний дефект типа II в виде неполного заполнения сварного шва

Основной причиной возникновения дефекта в виде неполного заполнения шва при сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов является несоответствие параметров режима сварки необходимым условиям для равномерного распределения пластифицированного металла в зоне сварки. Этот дефект проявляется в недостаточном объеме пластифицированного металла, необходимом для полного формирования сварного шва. Основные факторы, влияющие на возникновение неполного заполнения шва:

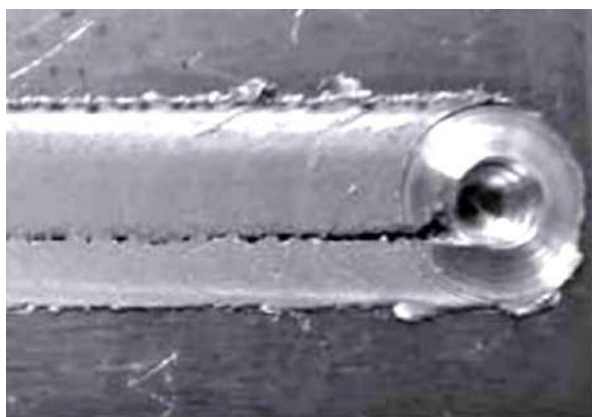
– Недостаточно глубокое проникновение наконечника (стержня) инструмента. Длина наконечника инструмента недостаточна для полной пластификации металла по всей толщине свариваемых кромок, что препятствует полноценному заполнению шва материалом.

– Недостаточное усилие прижатия инструмента. Малое усилие прижима инструмента к поверхности свариваемых заготовок снижает интенсивность пластической деформации металла, препятствуя эффективному распределению материала в зазорах и пустотах.

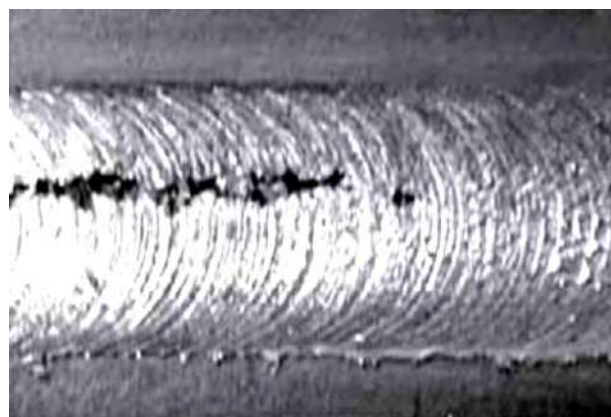
– Низкий уровень тепловыделения. При снижении уровня теплообразования в зоне сварки уменьшается пластификация металла, что негативно отражается на способности материала равномерно заполнять пространство шва.

– Смещение оси стыка относительно инструмента. Несовпадение положения оси стыка и оси рабочего инструмента создает условия для неравномерного перемешивания материала, что приводит к недостаточному заполнению шва.

Помимо отмеченных выше внешних дефектов сварных швов алюминиевых сплавов при сварке трением с перемешиванием наблюдаются также протяженные и локальные несплавления на лицевой поверхности шва (рисунок 1.16).



а



б

Рисунок 1.16 – Внешние дефекты швов: протяженные (а), локальные несплавления (б) [121]

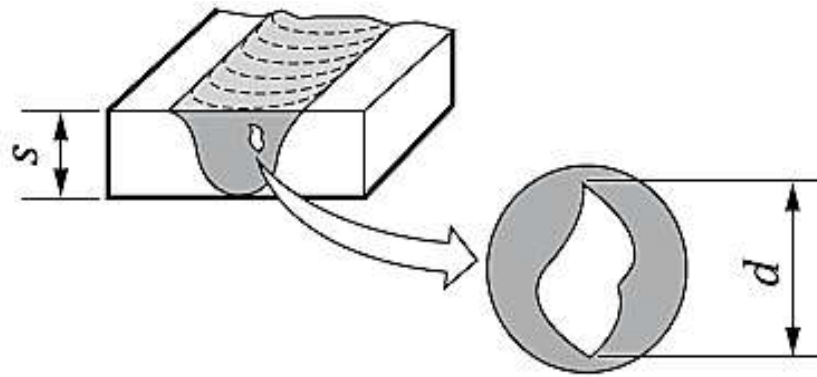
Глубина погружения инструмента обуславливает термомодеформационные условия во всех зонах сварного соединения, поскольку одновременно предопределяет величину погружения заплечика инструмента и глубину проникновения стержня (наконечника) инструмента в свариваемый металл. Снижение её ($<0,10$ мм) приводит к уменьшению величины заглабления заплечика и глубины проникновения наконечника инструмента в свариваемый металл. Как результат, давление под рабочей поверхностью заплечика и наконечника инструмента и величина тепловыделения в месте контакта их со свариваемым металлом уменьшаются. Вследствие этого в зоне формирования неразъемного соединения не обеспечивается необходимый для качественного формирования шва объем пластифицированного металла или не достигается требуемый уровень его пластификации, что может привести к образованию внутренних дефектов в виде несплошностей или поверхностных дефектов с лицевой стороны шва в виде несплавления (рис. 5.5) [10, 11]. Кроме того, в результате уменьшения глубины проникновения наконечника инструмента в свариваемый металл и выделяемого при его трении тепла, в корневой части шва также могут возникать поверхностные дефекты в виде несплавления.

К ухудшению качества сварных соединений может приводить и чрезмерное ($> 0,15\text{--}0,20$ мм) заглабление инструмента.

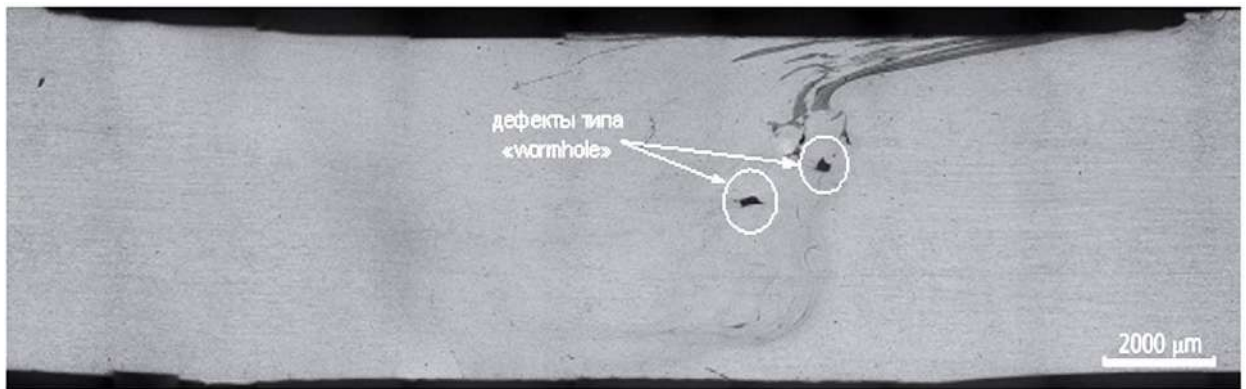
К внутренним дефектам в соответствии с ГОСТ ISO 252239–5–2020 относятся поры, крюк (для нахлесточных соединений), непровар и твердое включение.

На рис. 1.17 представлено схематическое изображение дефекта в виде поры по ГОСТ ISO 252239–5–2020 и в макро (и микроструктуре) сварного соединения. По нашему мнению, указанный дефект будет точнее называть несплошностью. В зарубежной научно-технической литературе такой дефект называют «wormhole». Это наиболее часто встречающийся тип дефекта при сварке трением с перемешиванием имеет вид несплошности на наступающей стороне шва и возникает предположительно вследствие чрезмерно высокой

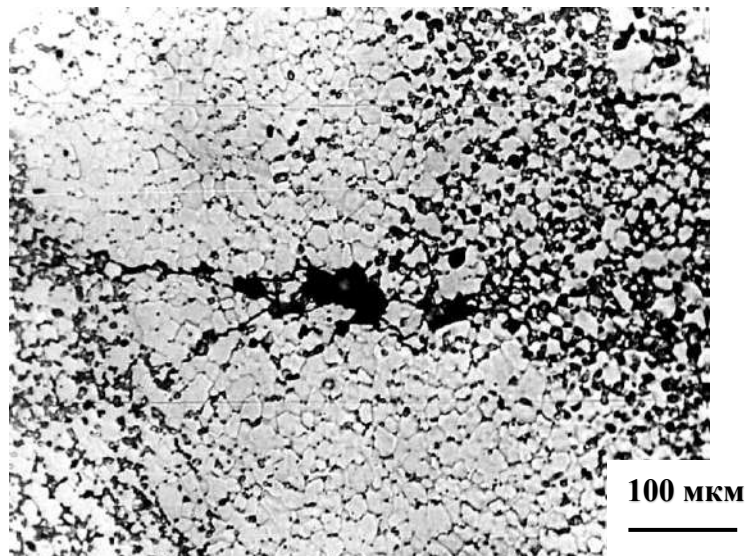
скорости движения инструмента относительно заготовки, когда увлекаемый инструментом слой металла не успевает заполнить пространство позади этого инструмента.



а



б



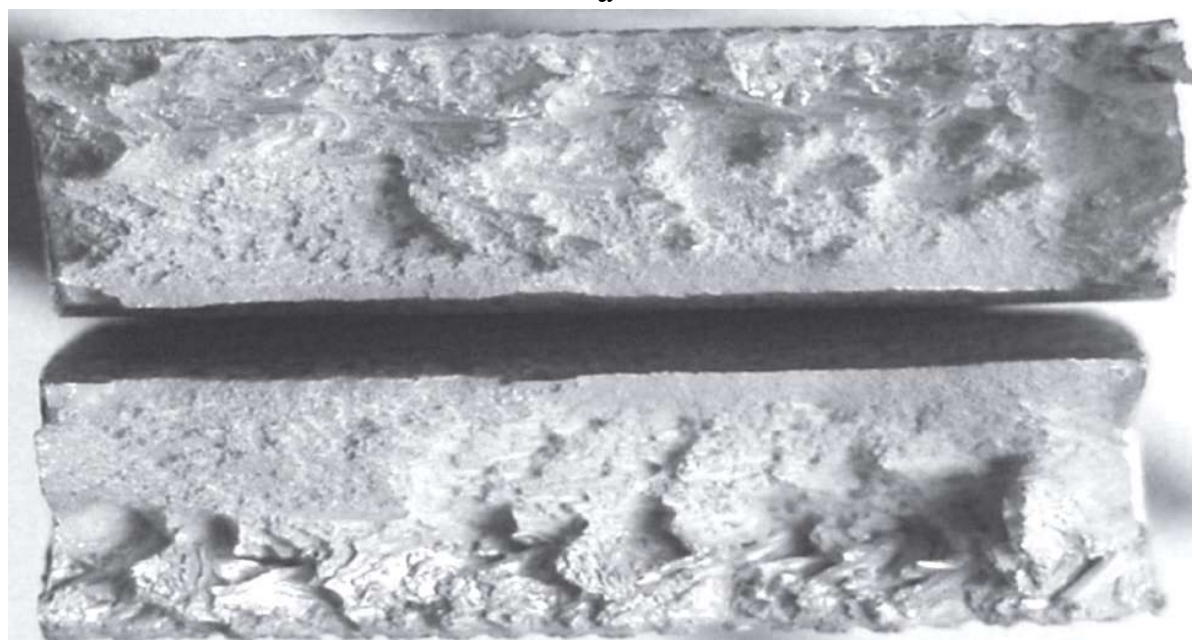
в

Рисунок 1.17 – Поры (не сплошности) в металле шва: а – схематическое изображение в ГОСТ ISO 252239–5–2020; б – в макроструктуре сварного соединения; в – в микроструктуре зоны перемешивания

В пластинах большей толщины этот дефект проявился наиболее масштабно: у образцов толщиной 5,0 мм дефект «wormhole» располагается вблизи поверхности, в то время как у образцов толщиной 8,0 мм дефект распространился на значительную часть сечения образца (рисунок 1.18), глубина залегания дефекта составила 1800 и 2160 мкм соответственно [122].



а



б

Рисунок 1.18 – Месторасположение дефекта «wormhole» на поверхности разрушения сварного шва: а – образец толщиной 5,0 мм; б – образец толщиной 8,0 мм. Сплав АМг5 [122]

Протяженность дефекта заметно повлияла на показатель прочности сварного соединения. Можно предположить, что при воздействии динамических нагрузок снижение прочности будет более заметным,

поскольку в этих условиях дефект будет активно играть роль концентратора напряжений. При снижении скорости подачи инструмента мм/мин дефект не обнаруживался, что отмечено и в работе [123].

Непровар в корне шва (рисунок 1.19) является весьма опасным дефектом сварных соединений алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием. В результате уменьшения глубины проникновения наконечника инструмента в свариваемый металл и выделяемого при его трении тепла, в корневой части шва также могут возникать поверхностные дефекты в виде несплавления. Помимо несплавления в корневой части соединений также наблюдается наличие опасного дефекта в виде фрагмента оксидной пленки, который может служить очагом разрушения при испытаниях сварных соединений на растяжение и угол изгиба (рисунок 1.20).

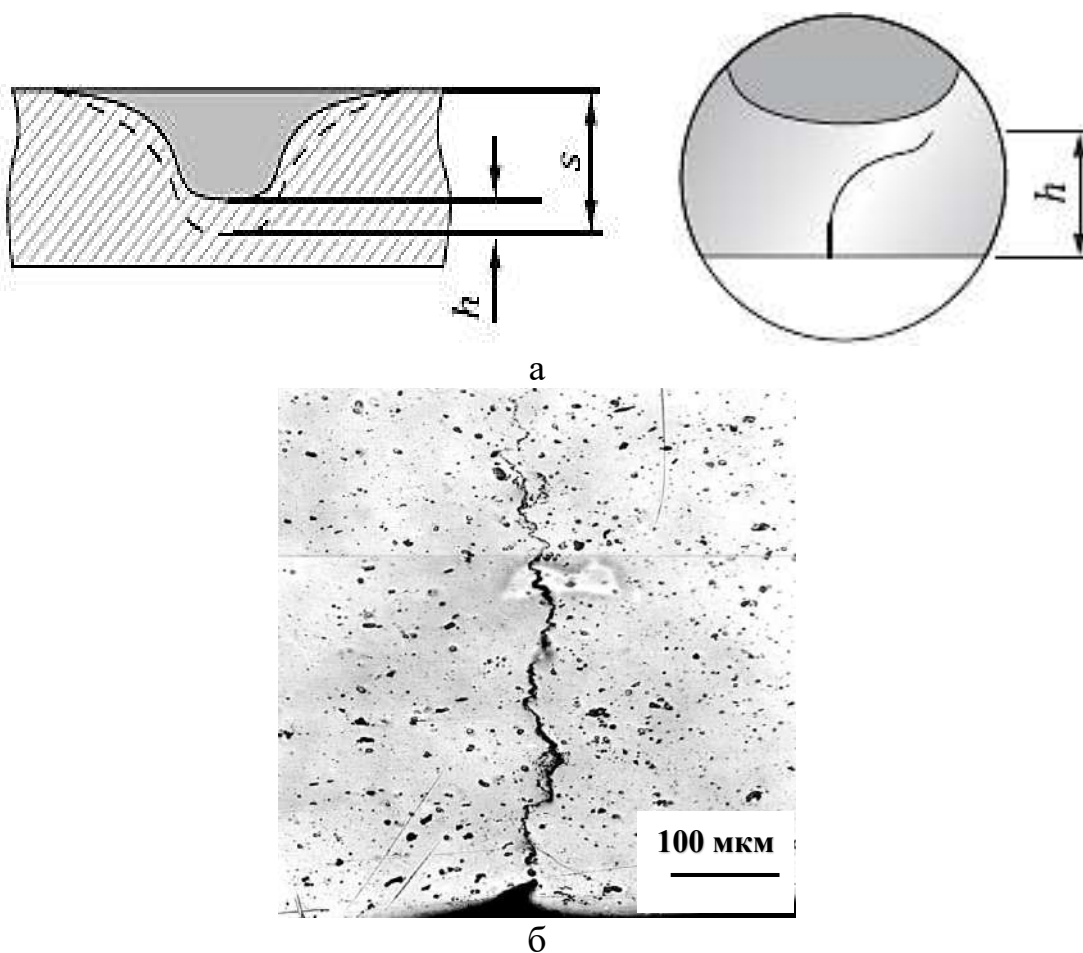


Рисунок 1.19 – Непровар в корневой части шва: *а* – схематическое изображение в ГОСТ ISO 252239–5–2020; *б* – в микроструктуре зоны перемешивания

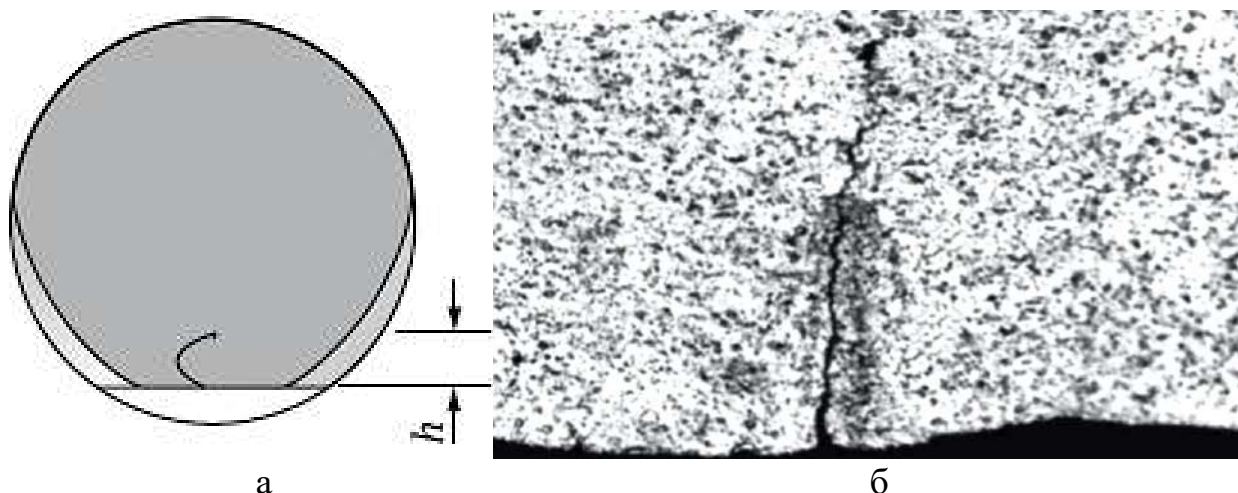


Рисунок 1.20 – Оксидная пленка в заваренной корневой части шва: а – схематическое изображение в ГОСТ ISO 252239–5–2020; б – в микроструктуре зоны перемешивания

Весьма распространенным дефектом является так называемая «линия стыка» (по зарубежной терминологии «Lazy S» (рисунок 1.21). Вышеописанный дефект, по ряду публикаций [124–129], считается наиболее опасным из-за своей значительной протяженности по длине сварного шва, что обуславливает потерю несущей способности конструкции и быстрое ее разрушение.

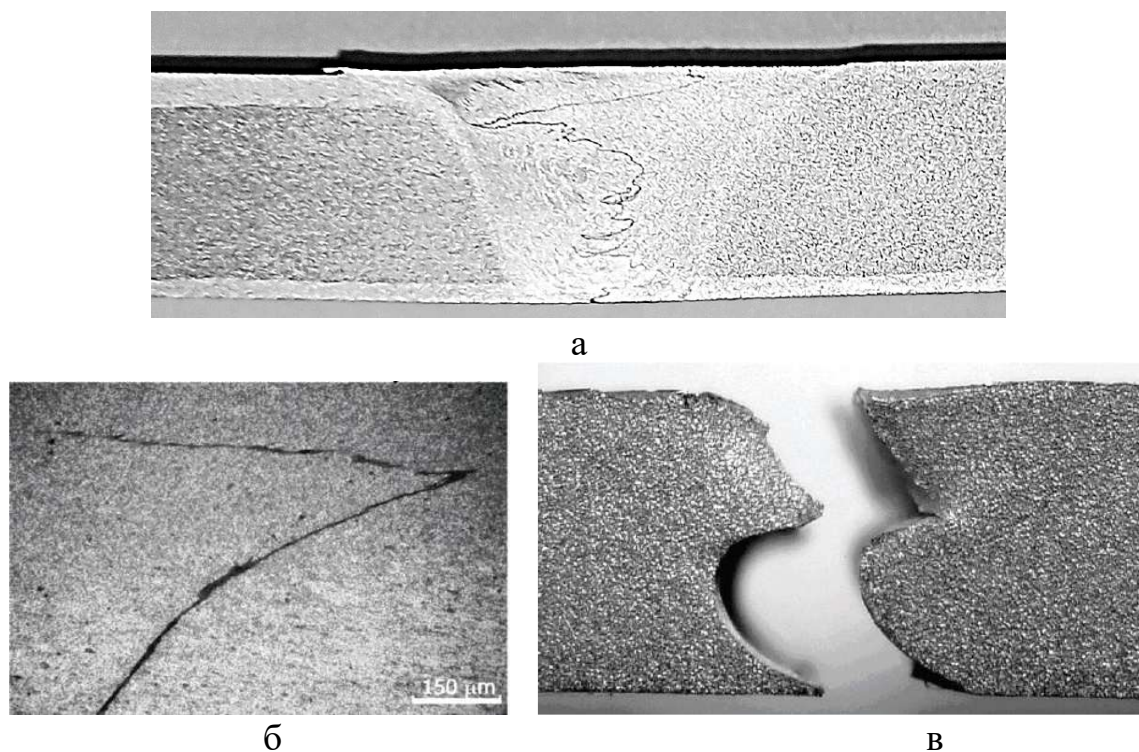


Рисунок 1.21 – Линия стыка на поперечном сечении сварного шва сплава 6082Т6 (а) и фрагмент разрушенного образца (б); в – разрушение материала по полосам луковичной структуры

Стыковая линия хорошо обнаруживается при металлографическом исследовании (рисунок 1.21, *а, б*). На рисунке 1.21, *в* можно видеть, что при растяжении образца с таким дефектом расслоение (разрыв) материала происходит по полосам луковичной структуры.

Очевидно, что ширина полос луковичной структуры должна оказывать заметное влияние на траекторию распространения трещины. В работе [125] показано, что полосы луковичной структуры при статическом нагружении поворачиваются в направлении приложенной нагрузки до тех пор, пока направление роста трещины не совпадет с направлением нагружения. Далее трещина продолжает свой путь вдоль направления полос, а отрыв материала проявляется по полосам луковичной структуры практически под прямыми углами к общему направлению распространения трещины.

Среди дефектов сварных соединений алюминиевых сплавов при сварке трением с перемешиванием отмечено наличие такого дефекта, как твердое включение (ГОСТ ISO 252239–5–2020). Отмеченные дефекты были идентифицированы как стальные частицы, попавшие в металл шва в результате выкрашивания материала рабочего инструмента [129, 130]. На разрушение инструмента влияют как нагружающее усилие, так и скорости перемещения и вращения инструмента, но основным параметром в данном случае является скорость вращения. При избыточно высокой скорости вращения происходит разрушение инструмента в средней части шва, где происходит образование локальных объемов перенесенного материала канавками инструмента.

При низкой скорости вращения инструмента разрушение происходит в зоне под плечами инструмента, что обусловлено неоднородным температурным воздействием в процессе сварки. При этом в обоих случаях разрушение инструмента происходит по касательной к поверхности канавки инструмента, так как углубления на поверхности инструмента испытывают наибольшие касательные напряжения, вызванные повышенным сопротивлением свариваемого материала инструменту.

При длительно работе инструмента его разрушение и выкрашивание частиц его материала обуславливаются процессом диффузии алюминия в материал инструмента с образованием хрупких интерметаллидных фаз [129]. Особенность процесса разрушения рабочего инструмента при сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов заключается в формировании металлического трибологического слоя на поверхности инструмента вследствие диффузионного взаимодействия материала инструмента и свариваемого материала. Эти продукты реакции в виде интерметаллидных частиц железа и алюминия откладываются на поверхности инструмента и постепенно отделяются, попадая в зону сварного шва. Частицы становятся источником дефектов в виде металлических включений, ухудшая структуру и прочность сварного соединения. Истирание инструмента ускоряет износ инструмента и увеличивает риск загрязнения шва посторонними материалами, что требует строгого контроля за состоянием инструмента и соблюдением оптимальной технологии сварки.

1.4. Влияние дефектов на свойства сварных соединений алюминиевых сплавов

Несплавление, выходящее на лицевую поверхность шва оказывает негативное влияние на уровень механических свойств сварных соединений (таблица 1.1).

Таблица 5.1 – Влияние несплавления на временное сопротивление сварных соединений сплава 1565чМ толщиной 5 мм

Образец	Временное сопротивление σ_B , МПа	Коэффициент прочности K	Область разрушения образца
Основной металл	355	1,0	–
Сварное соединение без дефектов	352	0,98	По ЗТВ
Сварное соединение с несплавлением	195	0,55	По шву

Наличие в сварном соединении дефекта в виде несплошности на наступающей стороне шва (AS) наиболее ярко проявляется в сварных соединениях листов алюминиевых сплавов в диапазоне толщин 7,0–10,0 мм. Протяженность дефекта заметно повлияла на показатель прочности сварного соединения, это следует из результатов испытаний образцов, приведенных в таблице 1.2.

Таблица 1.2 – Статическая прочность сварных соединений сплава АМг5

Режим сварки			Временное сопротивление σ_B , МПа	Коэффициент прочности K	Тип дефекта
Частота вращения инструмента ω , об/мин	Скорость сварки v_{CB} , мм/мин	Коэффициент тепловложения η			
Толщина заготовок 3 мм					
Основной металл			327,0	1	нет
900	450	2,0	321,1	0,98	дефект типа wormhole
900	350	2,57	325,0	0,99	рыхлость
900	250	3,6	327,0	1	нет
Толщина заготовок 10 мм					
Основной металл			318	1	нет
900	200	4,50	171,0	0,85	дефект типа wormhole
900	150	6,0	250,0	0,77	рыхлость
900	120	7,5	314,0	0,99	нет

Из таблицы следует, что коэффициенты прочности сварных соединений и величина временного сопротивления для пластин, толщиной 3,0 мм и 10,0 мм без дефектов в сварном шве были близки к свойствам исходного материала. Разрушение этих образцов происходило в зоне термомеханического влияния на стороне отхода рабочего инструмента.

В таблице 1.3 приведены механические свойства стыковых соединений алюминиевого сплава 1565чМ без дефектов и при наличии несплавления в корневой части шва. На рисунке 1.22 проиллюстрировано влияние несплавления в корне шва усталостную прочность сварных соединений.

Таблица 1.3 – Статическая прочность сварных соединений сплава 1565чМ (толщина листа 5 мм)

Вид образца	Временное сопротивление разрыву σ_B , МПа	Угол изгиба α , град.		Наличие дефекта
		Растянутая сторона корень шва	Растянутая сторона с лицевой стороны шва	
Основной металл	355	—	—	нет
Сварное соединение без дефектов	352	180	180	нет
Сварное соединение с дефектом	304	82	165	Несплавление в корне шва

Анализ полученных результатов испытаний показывает, что для листов из сплава 1565чМ временное сопротивление сварного соединения составляет 0,98 от временного сопротивления основного металла. В тоже время временное сопротивление металла шва при СТП существенно превышает временное сопротивление сварного соединения в целом. Разрушение сварных соединений при испытаниях происходило по основному металлу на расстоянии 3–5 мм от границы шва.

При наличии дефектов в сварном шве наблюдается смещение зоны разрушения соединения 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 (табл. 1.3).

Наличие несплавления в корне шва значительно сокращает величину ограниченного предела выносливости сварных соединений листов сплава 1565чМ, выполненных сваркой трением с перемешиванием (см. рис. 1.22).

Анализ полученных предварительных результатов показывает, что комбинация параметров режима сварки трением с перемешиванием алюминиевого сплава АМг5 показал, что сварка с высокой частотой вращения

рабочего инструмента при малой скорости его подачи (скорости сварки) приводит к появлению многочисленных дефектов, снижающих прочностные показатели сварного соединения при статических нагрузках.

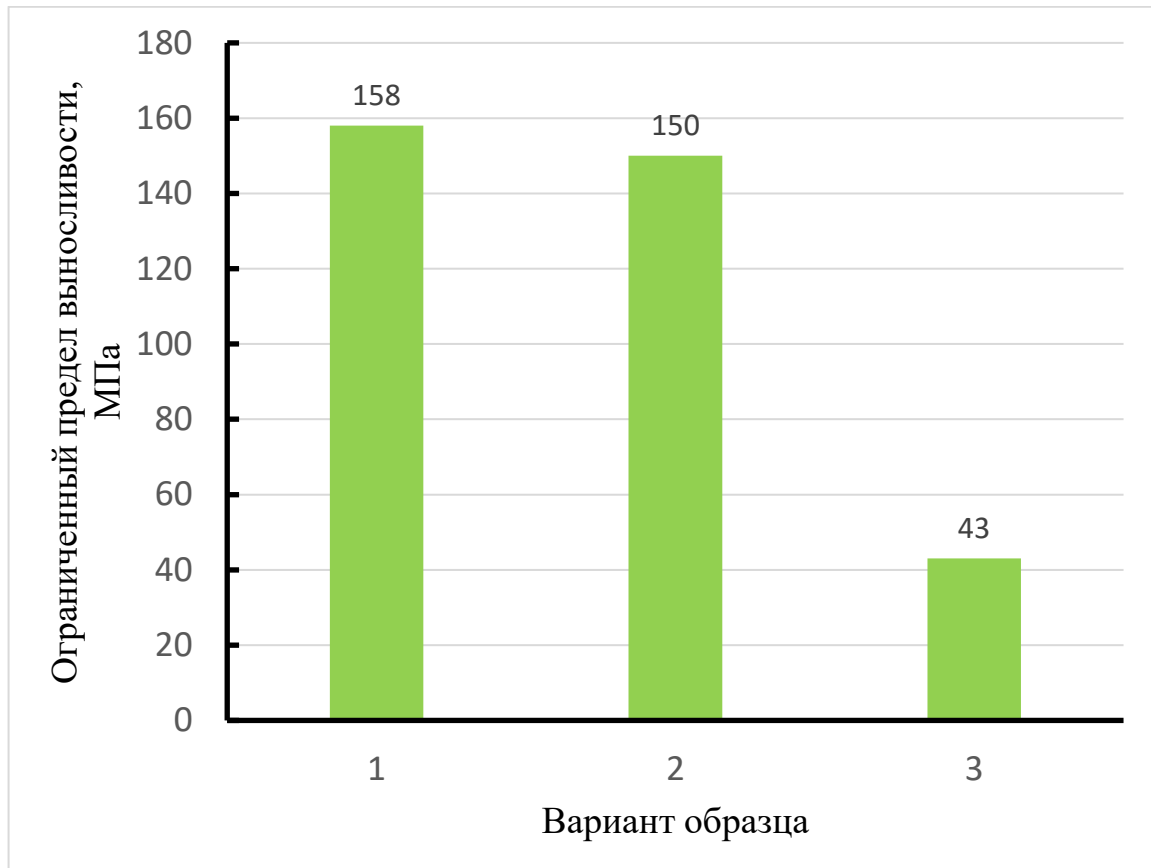


Рисунок 1.22 – Ограниченный предел выносливости основного металла и сварных соединений сплава 1565чМ на базе 10^7 циклов:
1 – основной металла; 2 – сварное соединение СТП без дефектов; 3 – сварное соединение СТП с несплавлением в корне шва

Следует также отметить, что компьютерная томография на установках с микрофокусными рентгеновскими трубками при большом геометрическом увеличении и с применением ультрамелкозернистых рентгеновских пленок позволяет выявить дефекты размером в несколько мкм в сварных швах, выполненных сваркой трением с перемешиванием.

1.5. Цель и задачи исследования

Предотвращение образования дефектов в сварных стыковых соединениях алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием, имеет важное значение ввиду ряда ключевых аспектов.

Отсутствие дефектов гарантирует высокую надежность и долговечность изделий, используемых в авиационной промышленности, кораблестроении и других критически важных областях.

Качественно выполненные соединения демонстрируют однородные механические свойства по всему объему сварного шва, исключая участки ослабленной прочности.

Устранение дефектов требует дополнительной механической обработки или ремонта, что увеличивает затраты и сроки производства.

Соответствие российским и международным стандартам качества продукции зависит от минимизации риска наличия дефектов.

Таким образом, предотвращение образования дефектов в сварных стыковых соединениях алюминиевых сплавов необходимо для повышения конкурентоспособности производимой продукции и удовлетворения строгих стандартов промышленной эксплуатации.

Целью диссертационной работы является определение механизмов образования дефектов в стыковых соединениях алюминиевых сплавов при сварке трением с перемешиванием и факторов, влияющих на указанные механизмы, и на этой основе разработка технологии получения бездефектных высокопрочных соединений алюминиевых сплавов.

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

1. Установить влияние основных параметров режима односторонней сварки трением с перемешиванием на образование дефекта в виде несплавления на лицевой поверхности шва.

2. Определить механизм формирования дефекта в виде несплавления (непровара) в корне шва и параметров процесса сварки трением с перемешиванием, обуславливающих его появление.
3. Изучить факторы, определяющие появление дефекта в виде линии стыка в сварном соединении алюминиевых сплавов.
4. Исследовать особенности процесса формирования рыхлот в металле зоны перемешивания и установить механизм их образования.
5. Выявить причины и механизм образования перегрева металла на лицевой поверхности шва и его влияние на структуру зоны перемешивания.
6. Разработать технологические рекомендации по получению бездефектных стыковых соединений алюминиевых сплавов при сварке трением с перемешиванием.

Глава 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1. Термически неупрочняемый сплав 1565ч

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. Химический состав сплава 1565ч приведен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Химический состав листов и плит алюминиевого сплава 1565ч

Содержание легирующих элементов, масс. %								
Al	Mg	Mn	Zn	Cu	Zr	Cr	Fe	Si
Осн.	5,80	0,63	0,60	0,08	0,10	0,060	0,20	0,10

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 высокой свариваемостью всеми видами сварки плавлением и хорошей коррозионной стойкостью. Механические свойства сплава 1565ч в сравнении со сплавами АМг5, АМг6 и 5083 приведены в таблицах 2.2–2.6.

В данном исследовании использовались листы толщиной 8 и 10 мм сплава 1565ч в отожженном и нагартованном состоянии, механические свойства которых приведены в таблице 2.6.

Таблица 2.2 – **Механические свойства листов алюминиевых сплавов при растяжении**

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

Таблица 2.3 – **Механические свойства плит алюминиевых сплавов при растяжении (по ГОСТ 17232–2023)**

Сплав	Состояние поставки	Толщина, мм	Механические свойства, не менее		
			σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
АМг5	Без термической обработки	от 11–25 вкл.	265	120	13
		св. 25–80 вкл.	255	110	12
АМг6	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	Без термической обработки	от 11–25 вкл.	335	175	15
		св. 25–50 вкл.	335	175	15
		св. 50–80 вкл.	320	160	12

Таблица 2.4 – **Механические свойства прессованных профилей (по ГОСТ 21488–2025)**

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

Таблица 2.5 – **Механические свойства прессованных прутков диаметром 8–100 мм (по ГОСТ 21488–2025)**

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

Таблица 2.6 – **Механические свойства листов сплава 1565ч толщиной 8–10 мм**

Марка сплава	Состояние сплава	Механические свойства, не менее		
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1565ч	М	335	175	15
1565ч	Н116	370	270	10

2.2. Термически упрочняемый сплав 1901

Сплав АБТ-101 (индустриальное обозначение – 1901) представляет собой деформируемый термоупрочняемый материал системы Al–Zn–Mg. Разработанный для оборонной промышленности, данный сплав сочетает в себе высокую удельную прочность, свариваемость и баллистическую

стойкость, что определяет его использование в нагруженных конструкциях и элементах защиты.

Сплав 1901 относится к категории сложнолегированных свариваемых алюминиевых сплавов. По своим эксплуатационным свойствам он сопоставим с рядом отечественных и зарубежных аналогов:

- Отечественные аналоги: АБТ-102, 1903 (модификации с варьируемым содержанием легирующих элементов).
- Зарубежные аналоги (близкие по составу): 7039 (ASTM, США), E74S (Великобритания), A-75-G (Франция).

Свойства сплава обусловлены строгим регламентированием содержания магния и цинка, а также введением антирекристаллизаторов (цирконий, хром, марганец), обеспечивающих стабильность структуры при термическом воздействии. Химический состав сплава 1901 представлен в таблице 2.7.

Таблица 2.7 – Химический состав листов и плит алюминиевого сплава 1901

Содержание элементов, масс. %								
Al	Zn	Mg	Mn	Cr	Si	Fe	Cu	Zr
Основа	5,4–6,2	2,4–3,0	0,1–0,3	0,12–0,25	≤0,2	≤0,3	≤0,2	0,07–0,12

Примечание: Добавки бериллия (0,0002–0,005 %) используются для предотвращения окисления расплава.

Основное назначение АБТ-101 – изготовление сварных противоположных и противоосколочных защитных систем. Материал является базовым для корпусов легкой бронетехники (серии БМД-1, БМД-2, БМД-3, БТР-Д). В отличие от стальной брони, алюминиевый сплав позволяет снизить общую массу изделия при сохранении жесткости корпуса, что критично для авиадесантируемой техники.

Помимо листового проката, сплав находит применение в производстве:

- бронированных топливных баков;
- опорных катков;

- элементов подвески и литых деталей, работающих под высокими нагрузками.

Производство полуфабрикатов включает горячую прокатку слитков при температурах 350–500 °С. Итоговые механические свойства зависят от выбранного режима термической обработки.

1. Состояние «М» (отожженный): характеризуется максимальной пластичностью. Листы в таком состоянии применяются для изготовления элементов сложной формы и противоосколочных экранов.

2. Состояние «Т» (закаленный и естественно состаренный): достигается в течение 90 суток после закалки. Обеспечивает оптимальный баланс прочности и коррозионной стойкости.

3. Искусственное старение: проводится по двухступенчатому режиму (нагрев до 120 °С, затем до 200 °С) для ускоренного получения требуемых прочностных характеристик.

Толщина поставляемых плит варьируется в диапазоне от 12 до 88 мм. Нагартованные листы обладают повышенной твердостью, что способствует рикошетированию снарядов и повышает баллистический предел прочности.

Сплав АБТ-101 доступен в следующих формах:

- горячекатаные листы и плиты мерной и немерной длины;
- кованые заготовки и прессованные профили;
- плиты с различной степенью нагартовки и термообработки.

Эффекты упрочнения в этой системе выше, чем в других алюминиевых сплавах, поскольку именно цинк и магний имеют наибольшую растворимость в твердом алюминии при высоких температурах, резко уменьшающуюся при снижении температуры до комнатной. Однако первоначально эти сплавы не нашли широкого применения из-за высокой склонности к коррозии сильно зависит от суммарного содержания цинка и магния. Чем оно выше, тем более сплавы склонны к коррозионному растрескиванию. Поэтому в современных сплавах сумма $Zn + Mg$ обычно не более 5–7%. Положительно влияют на

повышение сопротивления к коррозии добавки меди и переходных металлов, таких как хром, марганец, цирконий.

Свойства этих сплавов зависят как от суммарного содержания Zn+Mg, так и от соотношения этих элементов. Так оптимальное сочетание механических свойств получают при отношении $Zn/Mg = 2,5$, а для оптимальной свариваемости наиболее благоприятно отношение $Zn/Mg = 1$, но при этом соотношение Zn к Mg механические свойства сплавов более чувствительны к скорости охлаждения при закалке (имеют более низкую прокаливаемость).

Механические свойства исследованных плит толщиной 10 мм в состоянии T1 и после дополнительного старения при 170 °C, 2 часа приведены в таблице 2.8.

Таблица 2.8 – Механические свойства плит сплава 1901 в состоянии T1 и после дополнительного старения при 170 °C, 2 часа

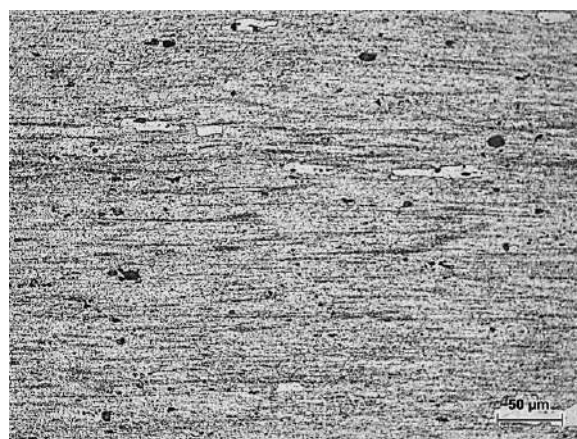
Закалка + искусственное старение				Закалка + искусственное старение + нагрев 170 °C, 2 часа			
σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
526	446	15,6	29,6	495	436	17,0	33,6

На рисунке 2.1 приведена микроструктура плиты сплава 1901 в состоянии после закалки и искусственного старения (T1) и после дополнительного нагрева (старения) по режиму 170 °C, 2 часа. Можно отметить, что дополнительное старение практически не влияет на микроструктуру основного металла плиты сплава 1901. Структура плит нерекристаллизованная с вытянутыми зёрнами вдоль направления прокатки.

Как с дополнительным старением, так и без него излом основного металла после испытаний на статическое растяжение имел вязкий излом с наличием ямок на поверхности излома (рисунок 2.2).

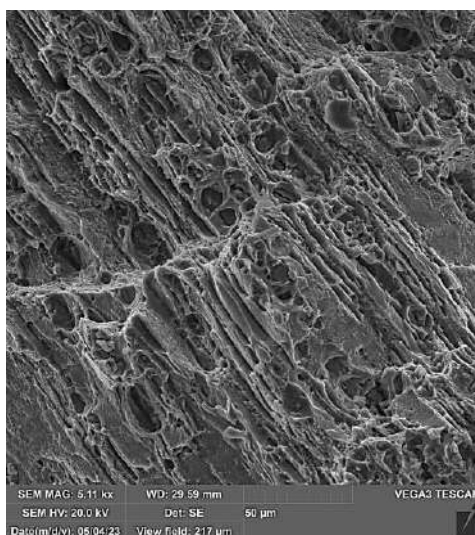


а

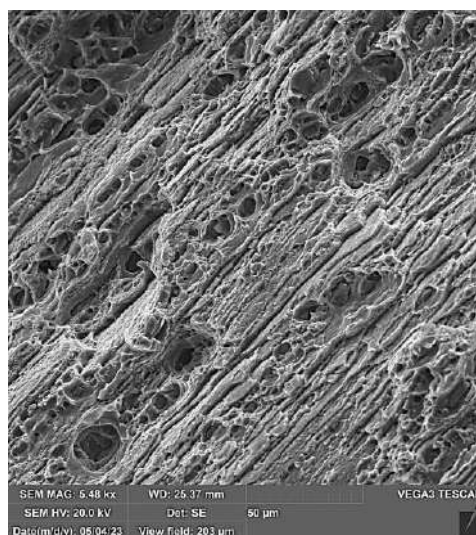


б

Рисунок 2.1 – Микроструктура плиты сплава 1901Т1 в состоянии закалка + искусственное старение (а) и после дополнительного старения 170 °С, 2 часа



а



б

Рисунок 2.2 – Фрактограмма излома образца плиты из сплава 1901Т1 после испытаний на статическое растяжение: а – закалка + искусственное старение; б – после дополнительного старения 170 °С, 2 часа

2.3. Оборудование для получения сварных соединений сваркой трением с перемешиванием

Стыковые сварные соединения из листовых полуфабрикатов изготавливали на опытно–промышленных установках ЗАО «Чебоксарское предприятие «Сеспель» с разработанными инструментальной и сборочно–сварочной оснасткой (рисунок 2.3).

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 2.9).



а



б

Рисунок 2.3 – Экспериментальный стенд (а) и опытно–промышленная установка ЗАО «Сеспель» (б) для сварки трением с перемешиванием

Таблица 2.9 – 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
1901	1000	75–145	2	3,2–3,8
1565ч	900	95–170	2,5	2,2–2,8

Во всех случаях, для описания процесса СТП использовалась система координат, включавшая в себя направление сварки (НС), поперечное

направление (ПН) и направление нормали (НН) к плоскости образуемой векторами НС и ПН.

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 6,5 мм имел высоту 9,8 мм для гарантированного соединения свариваемых листов по всей их толщине. Инструмент был изготовлен из инструментальной стали Р18. Диаметр буртика составлял 26 мм.

2.4. Методы исследования физико-механических свойств

2.4.1. Испытания на статическое растяжение

Испытания на растяжение проведены при различных температурах на универсальной испытательной машине Zwick/Roell Z250 Allround с тензометром. По результатам этих испытаний определены следующие параметры: значение предела прочности, условного предела текучести и относительного удлинения основного металла и сварных соединений [131].

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.

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

соответствии с эксплуатационной документацией универсальной испытательной машины.

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 2.4.

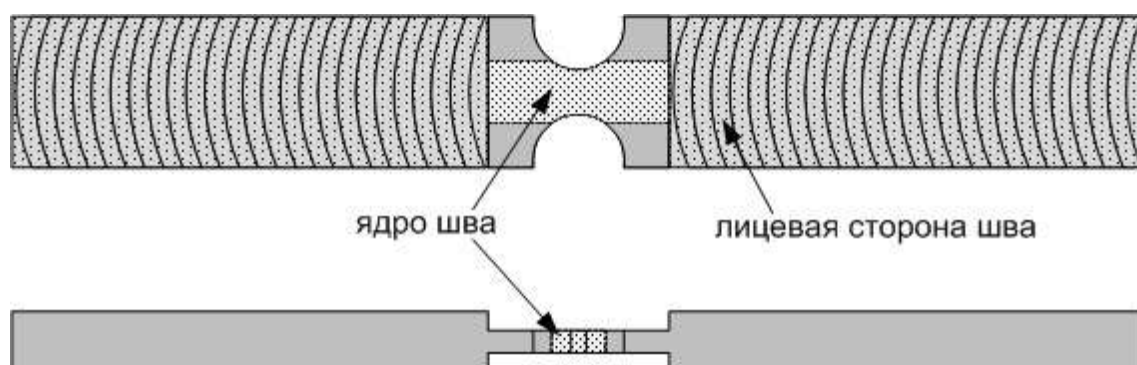


Рисунок 2.4 – Схема вырезки образцов для испытаний из зоны перемешивания сварного соединения

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.

2.4.2. Испытания на трехточечный 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 2.5) до образования первой трещины [132].

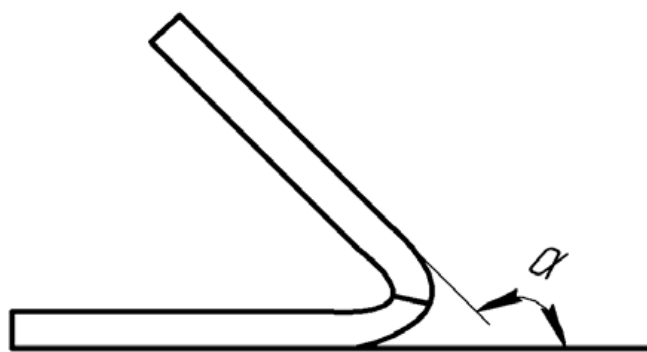


Рисунок 2.5 – Схема определения угла изгиба сварного соединения

Испытания на статический изгиб проводились на универсальной испытательной машине Zwick/Roell Z250 Allround. 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.

2.4.3. Определение ударной вязкости

Определение ударной вязкости осуществляли в соответствии с ГОСТ 6996-66 на маятниковом копре КМ-5 (рисунок 2.6). Ударную вязкость определяли на образцах с U-образным надрезом по основному металлу, зоне термического влияния, зоне термомеханического воздействия и зоне перемешивания.



Рисунок 2.6 – Копер маятниковый КМ-5

2.4.4. Исследование усталостных свойств сварных соединений

Испытания на малоцикловую усталость (МЦУ) образцов сварных соединений проводили в соответствии с ГОСТ 25.502-79 (коэффициент асимметрии $R_0 = 0,1$ температура испытаний 20°C , напряжение $\sigma_{\text{max}}^{\text{нетто}} = 80$ МПа, частота $f = 50$ Гц) на машине Walter Bai LFV-100 (рисунок 2.7). Форма образца для испытаний сварных соединений на малоцикловую усталость приведена на рисунке 2.8.



Рисунок 2.7 – Напольная испытательная машина Walter Bai LFV-100

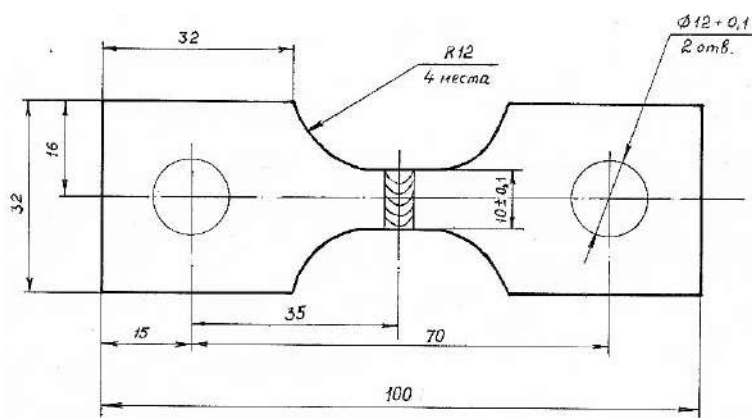


Рисунок 2.8 – Эскиз образца для циклических испытаний сварных соединений

Вырезка осуществлялась на электроэрозионном станке Sodick AQ300L. Для устранения концентраторов напряжений все образцы подвергались механической полировке.

Для устранения концентраторов напряжений, верхние и нижние поверхности всех образцов подвергались тщательной механической полировке. Важно отметить при этом, что боковые поверхности, образовавшиеся в результате резки образцов на электроэрозионном станке, характеризовались относительно высокой шероховатостью.

Замеры шероховатости поверхности сварного шва проведены с использованием конфокального лазерного сканирующего микроскопа OLYMPUS LEXT OLS3100 по ISO 4287:1997/ISO 1302:2002. Параметр шероховатости R_z (высота неровностей профиля по десяти точкам) оценивали в соответствии с ГОСТ 2789-73.

2.4.5. Исследование твердости различных зон сварного соединения

Измерение твердости. В работе были проведены измерения твёрдости различных структурных зон сварных соединений. Образцы были измерены по методу Виккерса [133], а в качестве индентора была использована четырехгранная пирамида с углом, равным 136° , между противоположными гранями. Образцы испытывали нагрузку 25 Н, время выдержки – 10 секунд. Для измерения использовался твердомер Metkon Durolin МН-6, при использовании которого нет необходимости в самостоятельном расчёте при измерении твёрдости. Общий вид твердомера представлен на рисунке 2.8.

Измерение микротвердости. Замеры микротвердости проводили на поперечных шлифах сварных соединений с использованием автоматизированного твердомера EmcoTest DuraScan 20 в соответствии с ГОСТ Р ИСО 6705-1-2007. При измерениях применены нагрузки на индентор 9,8 Н (HV1) и 4,9 Н (HV0,5).



Рисунок 2.8 – Универсальный твердомер Metkon Duoline MH-6

Для измерения твёрдости очень малых объёмов материалов используется метод определения микротвёрдости, который фактически является измерением твёрдости по Виккерсу (HV), но с использованием меньших нагрузок и, как следствие, с меньшим размером отпечатка [134].

2.5. Неразрушающий контроль сварных соединений

2.5.1. Рентгеновская дефектоскопия

Первичный контроль сварных соединений выполняли с помощью рентгеновского источника типа ICM CP 120 и цифрового приемника Teledyne Dalsa 6К. 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 микрон. 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.

2.5.2. Рентгеновская компьютерная томография

Качество сварных соединений оценивали с использованием рентгеновской компьютерной томографии. Ограничением оптической и электронной микроскопии является способность исследовать только поверхность объекта. Однако для исследования материалов и поиска дефектов этого недостаточно, так как искомые дефекты не обязательно выходят на поверхность, но также могут находиться внутри объекта исследования. Для решения задачи нахождения дефектов подходит метод компьютерной рентгеновской томографии. Этим методом можно получать объёмные изображения объектов, включая внутреннюю структуру. Благодаря относительно большой проникающей способности рентгеновских лучей, компьютерная томография позволяет проводить неразрушающий контроль и, в ограниченном объёме, химическую характеристику внутренней структуры материалов [135]. Также, поскольку метод основан на рентгеновском излучении, он хорошо применим для исследования как металлических, так и не металлических образцов, твердых и пористых материалов, гладких и со сложной поверхностью.

Система компьютерной томографии включает в себя источник рентгеновского излучения (рентгеновская трубка), систему управления образцом, детектор излучения и компьютерную систему для анализа данных. На рисунке 2.9 показан общий вид типичной системы компьютерной томографии. Рентгеновская трубка излучает рентгеновский пучок, который

проецирует на детектор изображения (теневые проекции) образца под разными углами, в то время как образец или трубка с детектором совершают вращение. Полученные данные могут быть проанализированы на компьютере и реконструированы в объёмное изображение исследуемого объекта.

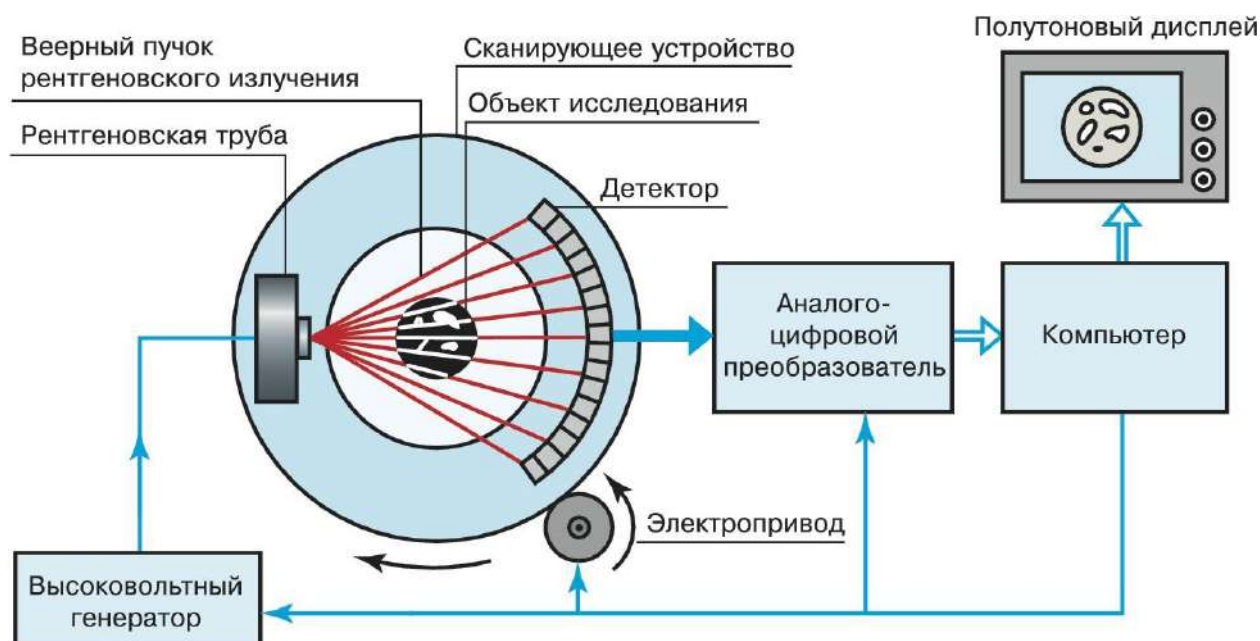


Рисунок 2.9 – Система рентгеновской компьютерной томографии

2.6 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 2.10.

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.

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 [136] – метод секущих и планиметрический метод.

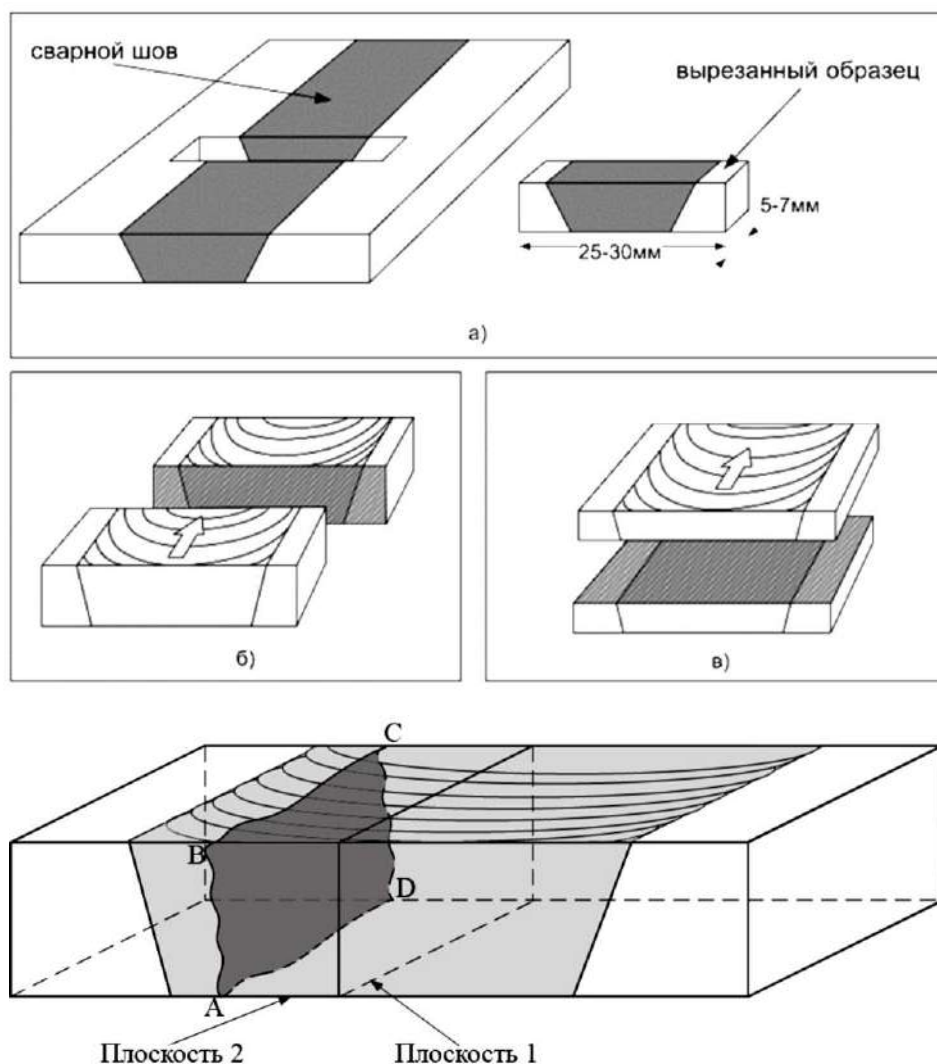


Рисунок 2.10 – Схема вырезки образцов для исследования структуры сварных соединений: а–в – образцы для металлографических исследований сварных соединений в поперечном сечении; ABCD – область фактографических исследований

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.

2.7. Электронно-микроскопические исследования на растровом и просвечивающем микроскопе

Тонкую структуру сварных соединений и элементный анализ определяли с помощью сканирующего электронного микроскопа Philips SEM515 с энергодисперсионным рентгеновским микроанализатором «Genesis» (рисунок 2.11).



Рисунок 2.11 – Сканирующий электронный микроскоп Philips SEM515

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) (рисунок 2.12).



Рисунок 2.12 – Растровый электронный микроскоп FEI Quanta 200 3D

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 2° 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 [137], 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 (рисунок 2.13) 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.



Рисунок 2.13 – Просвечивающий электронный микроскоп JEOL JEM-2100

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.

Глава 3. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ПОЯВЛЕНИЯ ДЕФЕКТА В ВИДЕ ОКСИДНОЙ ПЛЕНКИ В КОРНЕВОЙ ЧАСТИ СОЕДИНЕНИЯ ПРИ СТП

3.1. Дефект в виде оксидной пленки в структуре стыковых соединений алюминиевых сплавов

Условия формирования и качество швов существенно зависят от параметров процесса сварки и различных технологических факторов. К основным параметрам относят: частоту вращения инструмента, скорость сварки, усилие прижатия рабочего инструмента к поверхности соединяемых деталей, глубина погружения бурта и наконечника рабочего инструмента в свариваемый металл и угол наклона инструмента относительно вертикальной оси (рисунок 3.1).

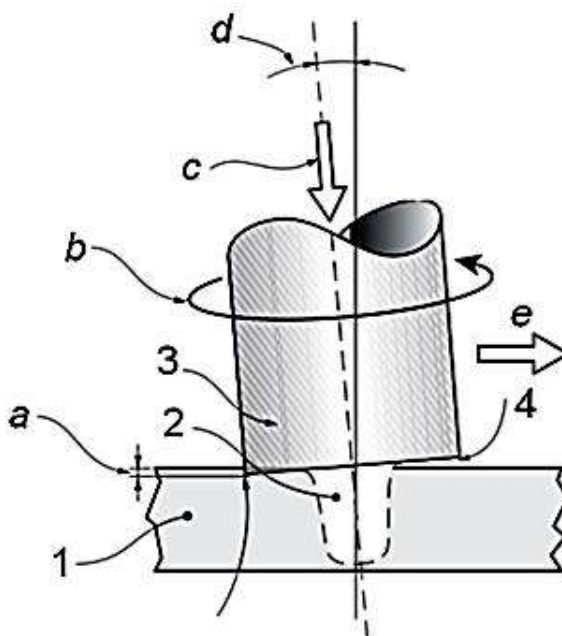
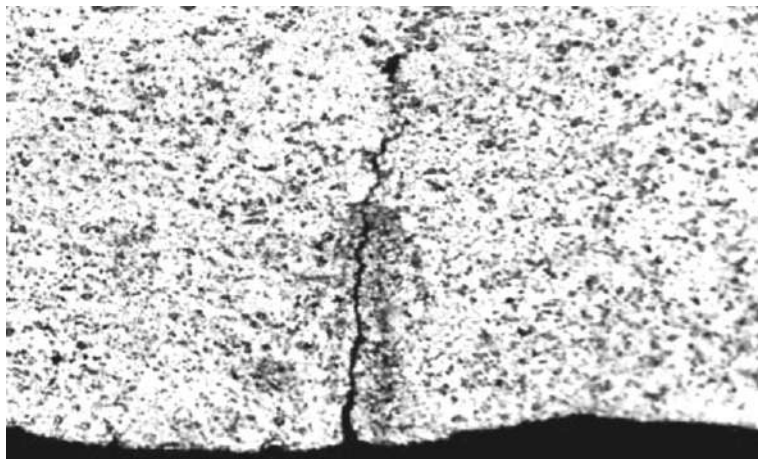


Рисунок 3.1 – Схема сварки трением с перемешиванием стыкового соединения:

1 – деталь; 2 – наконечник; 3 – инструмент; 4 – запечник (передний край); 5 – пятка (задний край запечника); *a* – глубина погружения пятки; *b* – направление вращения инструмента; *c* – осевое усилие; *d* – угол наклона; *e* – направление сварки

Одним из весьма опасных внутренних дефектов стыковых соединений алюминиевых сплавов является несплавление в корневой части зоны перемешивания (рисунок 3.2, а).



а



б

Рисунок 3.2 – Несплавление (а) и полоса оксидов (б) в корне сварного соединения (x50)

Существует расширенная классификация зон сварного шва, которая представлена на рисунке 3.3. В нем подробнее рассматривается ЗП и делится на следующие структурные зоны: зона влияния заплечика, зона влияния стержня инструмента, нижняя часть шва [138]. В нижней части шва металл перемещается без влияния непосредственно рабочего инструмента. Среди основных факторов, определяющих появление дефектов в виде несплавления (оксидной пленки) в корневой части зоны перемешивания являются

недостаточная длина стержня рабочего инструмента для свариваемой толщины основного металла заготовки и смещение оси рабочего инструмента от оси свариваемого стыка.

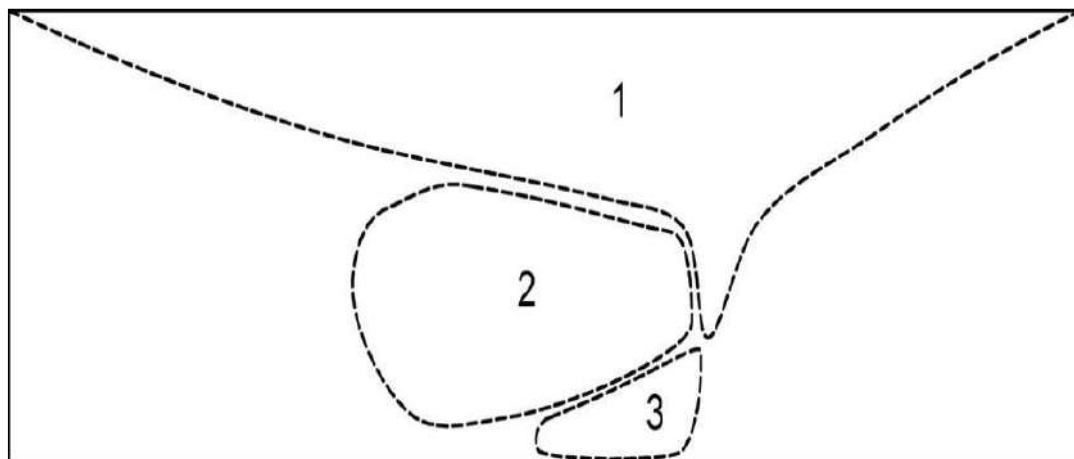


Рисунок 3.3 – Схематичное изображение зоны перемешивания: 1) зона влияния заплечика, 2) зона влияния стержня рабочего инструмента, 3) нижняя часть зоны перемешивания [138]

Металлографические исследования поверхности излома образцов с оксидным включением в корне шва в зоне перемешивания выявили наличие оксидной пленки, которая очень хорошо просматривается на фрактограмме (рисунок 3.4).

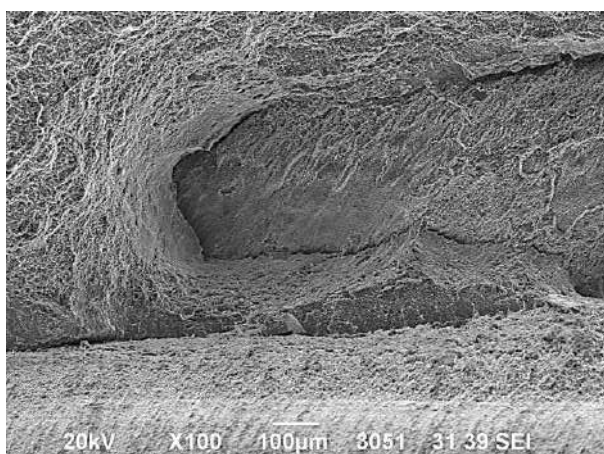


Рисунок 3.4 – Оксидная пленка в корневой части зоны перемешивания

Применение рентгеновской компьютерной томографии сварных соединений плит сплава 1901Т1 позволило выявить наличие дефекта в виде

несплавления в корневой части соединения 1 (рисунок 3.5). В соединении 2 все сечение шва было свободно от внутренних дефектов [139].

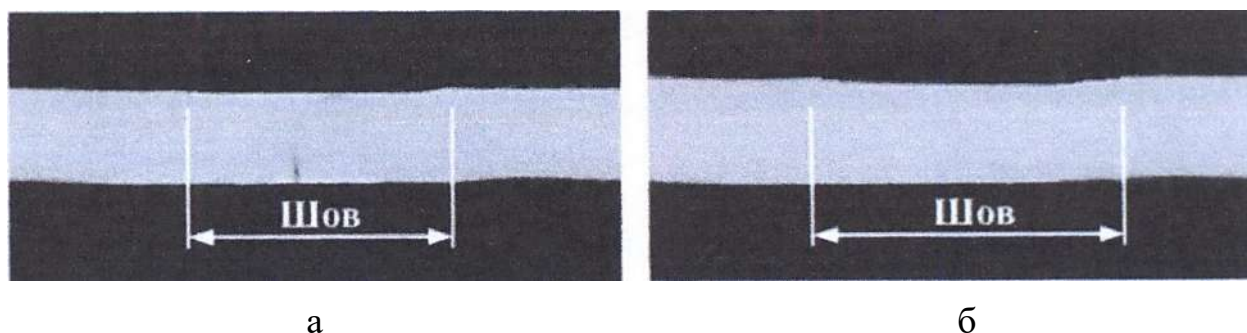


Рисунок 3.5 – Рентгеновские компьютерные томограммы сварных соединений №1 и №2 плит сплава 1901Т1 [139]

Оценка протяженности дефекта показало, что длина несплавления в корневой части соединения 1 составило 0,15–0,28 мм.

3.2. Влияние дефектов в виде оксидной пленки в корневой части соединения на механические свойства соединений

Результаты механических испытаний соединений листов сплава 1565чМ, сваркой и сваркой трением с перемешиванием, приведены в таблице 3.1.

Таблица 3.1 – Механические свойства соединений листов толщиной 5 мм из сплава 1565чМ, полученных сваркой трением с перемешиванием

Скорость сварки $V_{св}$, мм/мин	Временное сопротивление сварного соединения σ_B , МПа	Временное сопротивление металла шва $\sigma_{ш}$, МПа	Ударная вязкость металла шва KCU , кДж/м ²	Угол изгиба α , град	Характер разрушения образцов при испытаниях
145	352	375	221	180	Разрушение по основному металлу при испытании соединений без механической обработки. Разрушение по металлу шва при испытании образцов с уменьшенным рабочим сечением в зоне шва.
145	304,3	314,7	163	74	Разрушение по металлу зоны перемешивания. Резкое

					снижение значения угла изгиба при расположении растянутой зоны с корневой стороны соединения при испытании на трехточечный изгиб.
--	--	--	--	--	---

Анализ данных таблицы 3.1 показывает, что наиболее существенное влияние на временное сопротивление сварного соединения листов сплава 1565чМ оказывают несплавления в корневой части соединения [140].

При наличии дефектов в виде несплавлений в сварном шве наблюдается смещение зоны разрушения соединения 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 3.6).

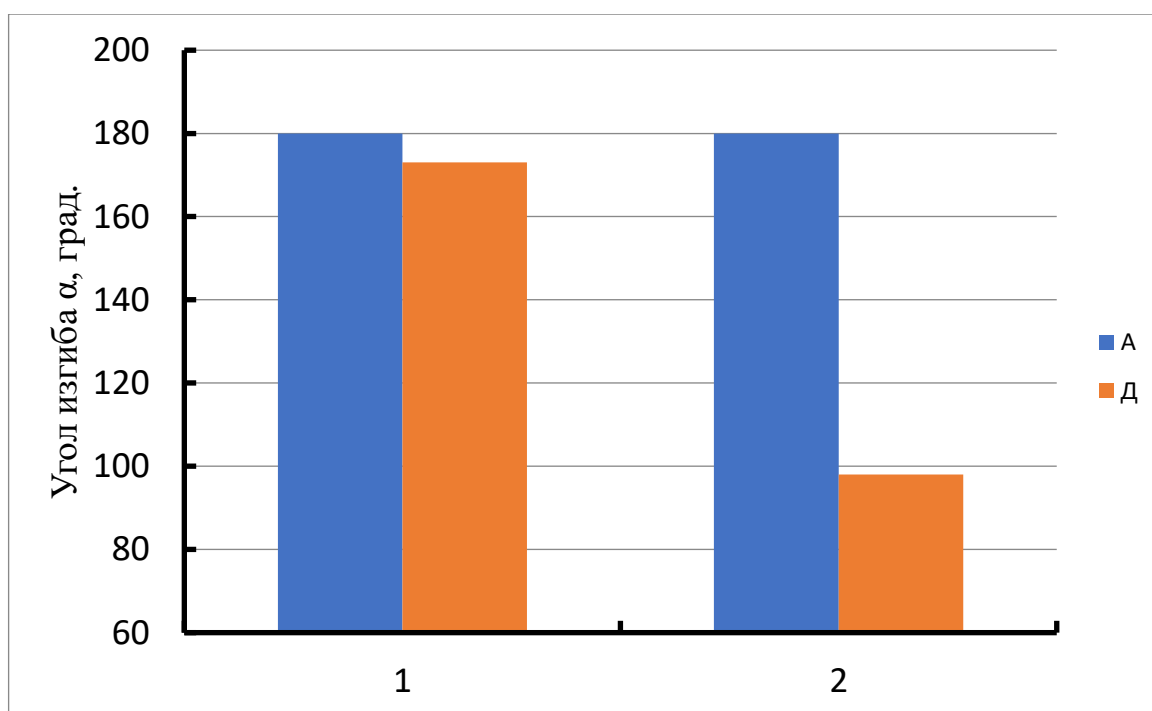


Рисунок 3.6 – Результаты испытаний на статический трехточечный изгиб образцов сварных соединений листов сплава 1565чМ без дефектов (А) и с несплавлением в корневой части (Д):

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

Механические свойства сварных соединений плит сплава 1901Т после испытаний на статическое растяжение, угол изгиба и ударную вязкость по металлу шва представлены в таблице 3.2.

Таблица 3.2 – Механические свойства сварных соединений плит сплава 1901Т

Временное сопротивление сварного соединения σ_B , МПа	Коэффициент прочности сварного соединения K	Зона разрушения сварного соединения	Временное сопротивление металла шва σ_B^{III} , МПа	Угол изгиба α , град.	Ударная вязкость по шву KCU , Дж/см ²
Сварное соединение №1 (с дефектом)					
$\frac{371,6-411,7}{389,3}$	$\frac{0,70-0,78}{0,74}$	Зона перемешивания	$\frac{516,5-528,9}{524,5}$	$\frac{12-26}{18}$	$\frac{20,7-23,5}{21,8}$
Сварное соединение №2 (без дефекта)					
$\frac{445,5-454,6}{452,3}$	$\frac{0,84-0,86}{0,85}$	Зона термического влияния	$\frac{518,2-531,6}{526,7}$	$\frac{35-46}{42}$	$\frac{21-24}{22,5}$

Анализ данных таблицы 3.2 показывает, что временное сопротивление сварного соединения (с дефектом) сплава 1901Т составило 371,6–411,7 МПа. При этом коэффициент прочности соединения находится в диапазоне 0,70–0,78. Такой достаточно широкий интервал разброса данных, по-видимому, определяется протяженностью несплавления в корневой части соединения.

При испытаниях на статическое растяжение образцов сварного соединения 1 их разрушение происходило по металлу шва (рисунок 3.7, а) [139].

Сварные соединения 2 (без дефекта в корневой части) показали более высокие значения временного сопротивления 445,5–454,6 МПа, что соответствовало коэффициенту прочности 0,84–0,86. Разрушение образцов соединения 2 при испытании на статическое растяжение происходило по зоне термического влияния (рисунок 3.7, б).

Временное сопротивление металла шва для обоих соединений было примерно на одном уровне (таблица 3.2), что объясняется удалением дефекта

из рабочего сечения образца, используемого для определения данной характеристики.

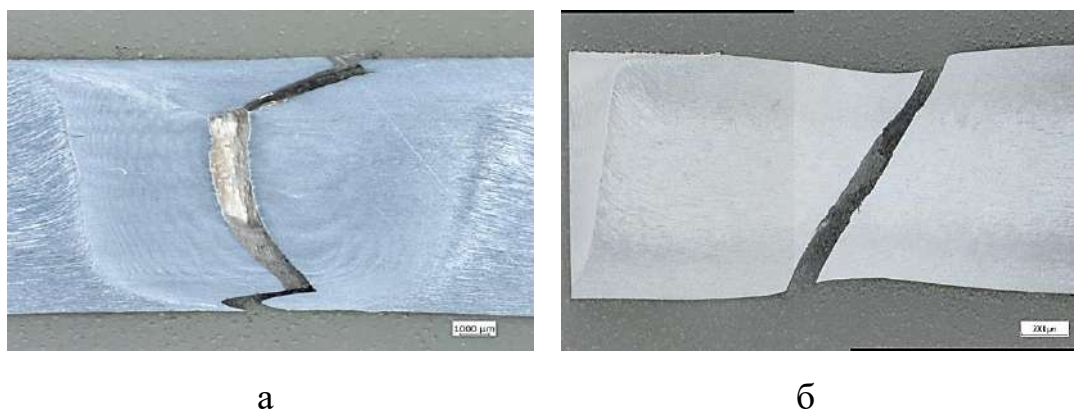


Рисунок 3.7 – Разрушение соединений 1 (с дефектом) (а) и 2 (без дефекта) (б) плит сплава 1901Т при испытании на статическое растяжение

Значение ударной вязкости металла шва при СТП плит сплава 1901Т1 для соединения 2 несколько выше ($22,5 \text{ Дж/см}^2$), чем для сварного соединения 1 ($21,8 \text{ Дж/см}^2$). Хотя полученные результаты можно считать практически равнозначными.

Очень чувствительной характеристикой к наличию дефекта в корневой части соединения оказался угол изгиба α . Значение угла изгиба α для соединения 2 без дефекта в корневой части составило $12\text{--}26^\circ$. Дефект в виде несплавления с оксидной пленкой, оказавшись при испытаниях в растянутой зоне раскрывается и служит зоной зарождения трещины. Для сварного соединения 2 (без дефекта) значения угла изгиба были более чем в 2 раза выше $35\text{--}46^\circ$.

Значение угла изгиба сварного соединения существенно зависит от варианта испытания, т.е. когда в растянутой зоне оказывается лицевая или корневая стороны соединения (таблица 3.3).

Для сварного соединения 1 с дефектом в корневой части также при нахождении лицевой стороны в растянутом состоянии значения угла изгиба существенно превосходят значения угла изгиба при растянутой зоне в корне

шва. В этом случае при испытаниях усилия в образце направлены против раскрытия несплавления, что и отражается на значениях угла изгиба.

Таблица 3.3 – Зависимость величины угла изгиба от варианта проведения испытаний

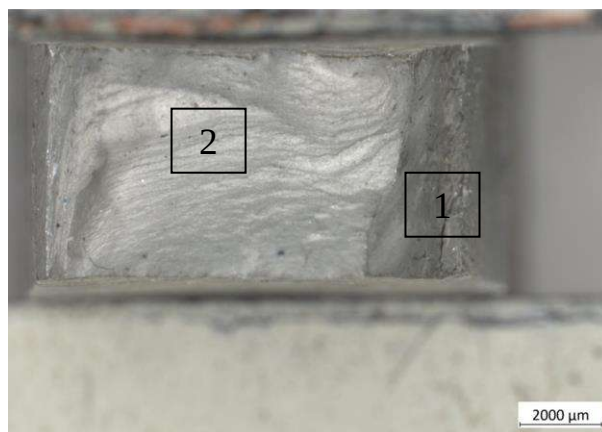
Сварное соединение	Угол изгиба α , град	
	Растянутая зона с корневой части соединения	Растянутая зона с лицевой стороны соединения
СТП, соединение 1	$\frac{12-26}{18}$	$\frac{65-82}{77}$
СТП, соединение 2	$\frac{20-46}{35}$	$\frac{75-104}{88}$

Из данных таблицы 3.3 можно заключить, что когда в растянутой зоне оказывается лицевая сторона соединения, то значения угла изгиба более, чем в двое превосходят вариант испытаний с растянутой зоной в корневой части соединения. По-видимому, это можно связать с наличием структуры или скопления оксидных пленок, которые подвержены зарождению трещины при расположении данной области в зоне растяжения сварного соединения при испытании на статический трехосный изгиб даже без наличия несплавлений.

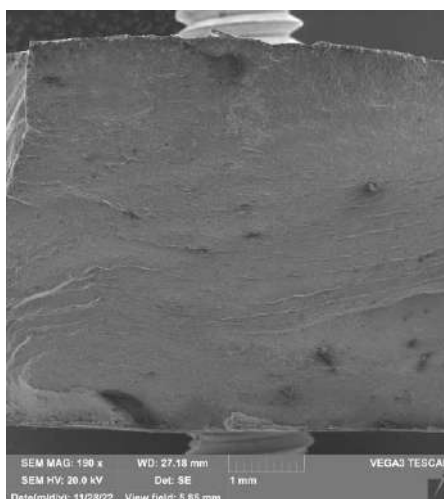
Для сварного соединения 1 с дефектом в корневой части также при нахождении лицевой стороны в растянутом состоянии значения угла изгиба существенно превосходят значения угла изгиба при растянутой зоне в корне шва. В этом случае при испытаниях усилия в образце направлены против раскрытия несплавления, что и отражается на значениях угла изгиба.

Фрактографические исследования поверхности разрушения образца сварного соединения 1 при испытании на статическое растяжение показали, что на поверхности излома можно четко различить две области (рисунок 3.8, а). Область 1, где располагается несплавление с оксидными пленками, характеризуется хрупким изломом (рисунок 3.8, б, в). С этой области инициируется разрушение, которое затем распространяется через область 2 с

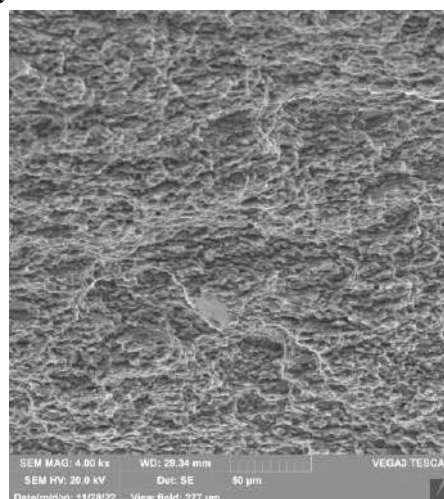
преимущественным вязким характером излома. На поверхности излома в области 2 наблюдаются отдельные островки оксидной пленки (рисунок 3.8, з, д).



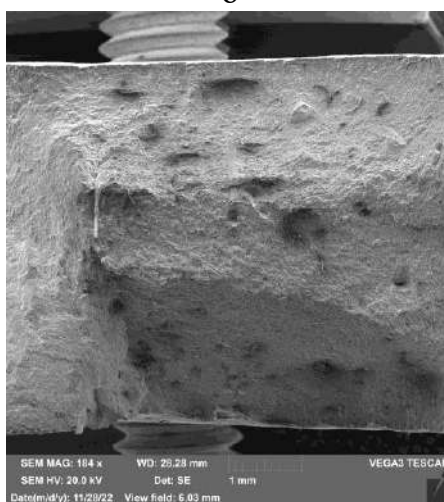
а



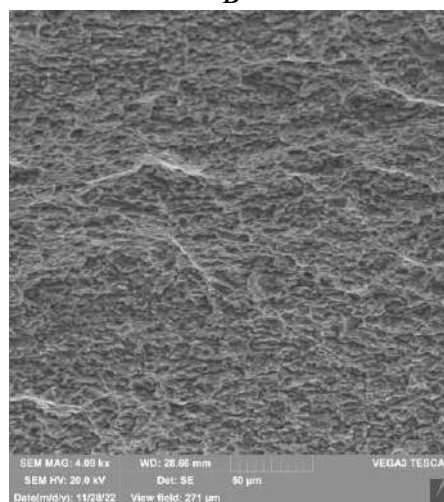
б



в



г



д

Рисунок 3.8 – Фрактограмма поверхности разрушения образца сварного соединения 1 (а) в области хрупкого (б, в) и вязкого (г, д) излома

Существенное влияние несплавление в корневой части зоны перемешивания оказывает на сопротивление усталости сварных соединений. Сопротивление усталости сварных соединений определяли на плоских образцах с рабочим сечением 20x5 мм и длиной 200 мм. Сварной шов располагался вдоль направления прокатки. Образцы вырезали поперек сварного шва. Испытания проводили на гидропульсаторе «Шенк-гидропульс 100» при частоте нагружения 8 Гц, коэффициенте асимметрии $r = 0,1$, база испытаний 10^7 циклов. По числу циклов до разрушения определяли положение участка ограниченной долговечности на кривой усталости Веллера. Результаты испытаний приведены в таблице 3.4.

Таблица 3.4 – Сопротивление усталости сварных соединений алюминиевых сплавов 1565чМ и 1901Т, выполненных СТП (база испытаний 10^7 циклов)

Сплав	Ограниченный предел выносливости $\sigma_{\max}$, МПа	
	Сварное соединение без дефектов	Несплавление в корне шва
1565чМ	130	70
1901Т	150	95

Из данных таблицы 3.4 следует, что наличие несплавления в корневой части зоны перемешивания оказывает существенное влияние на снижение механических свойств соединений при статических нагрузках, но и на их сопротивление усталости.

3.3. Механизм формирования дефекта в виде несплавления в корневой части соединения

Результаты выполненных выше исследований показали, что дефект в виде несплавления в корневой части соединения формируется вследствие недостаточной длины стержня (пина) рабочего инструмента. Наличие

оксидных пленок в корневой части соединения будет только стимулировать формирование несплавления. Поэтому для снижения вероятности образования несплавления в корневой части соединения следует уделять внимание подготовке свариваемых кромок, особенно их торцевой поверхности, для предотвращения формирования данного вида дефекта [141].

В работе [142] показано, что полученные микроструктуры и характеристики потока металла при сварке трением с перемешиванием очень похожи на горячеобработанную микроструктуру типичной алюминиевой экструзии иковки. Таким образом, процесс СТП можно смоделировать как процесс обработки металлов с точки зрения пяти традиционных зон обработки металла: предварительный нагрев, начальная деформация, экструзия, прессование и охлаждение металла шва (рисунок 3.9).

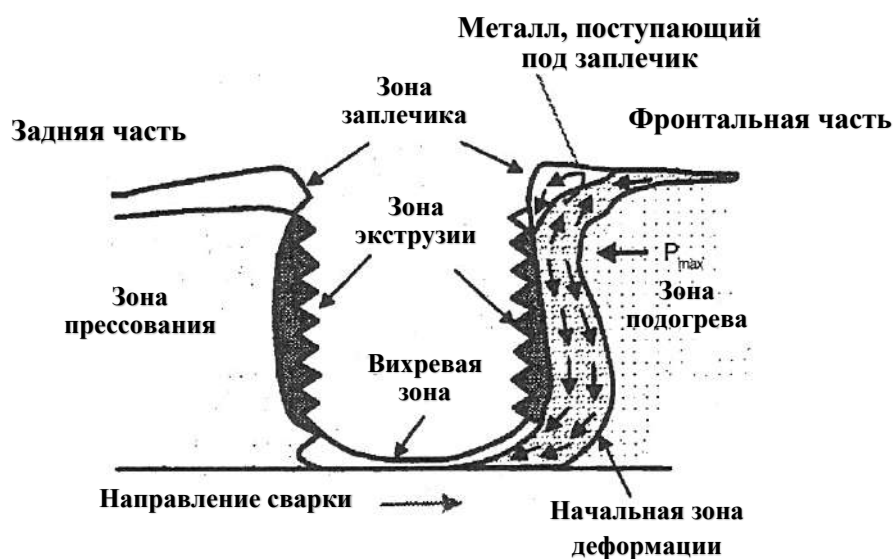


Рисунок 3.9 – Схема потоков металла в зоне перемешивания

В зоне предварительного нагрева перед штифтом температура повышается из-за трения нагрева вращающегося инструмента и адиабатического нагрева из-за деформации материала. Тепловые свойства материала и скорость обхода инструмента определяют объём и скорость нагрева этой зоны. По мере движения инструмента вперёд образуется начальная зона деформации, когда материал нагревается до критической

температуры и величина напряжения превышает критическое напряжение потока материала, что приводит к сдвигу материала. Материал в этой зоне поднимается как вверх в зону заплечика, так и вниз в зону экструзии, как показано на [рисунке 3.9](#).

Небольшое количество материала захватывается в зоне завихрения под кончиком штифта, где существует вихревой турбулентный поток. В зоне экструзии с конечной шириной материал обходит штифт с передней части назад. Критическая изотерма с каждой стороны инструмента определяет ширину зоны экструзии, где величины напряжения и температуры недостаточны для пропуска металла. После зоны экструзии следует зона прессования, где материал с передней части инструмента вдавливается в полость, оставленную движущимся вперёд штифтом при гидростатическом давлении.

Заплечик инструмента помогает удерживать материал в этой полости и также оказывает усилие прессования, направленное к корневой стороне соединения. Материал из зоны заплечика перетягивается через канал от отступающей стороны к продвигающейся стороне. За зоной прессования находится зона охлаждения, где материал охлаждается при пассивном или принудительном охлаждении.

В итоге, поток материала во время сварки трением с перемешиванием сложен. Важно отметить, что существует множество факторов, влияющих на поток материала в процессе СТП. К этим факторам относятся геометрия инструмента (конструкция штифтов и заплечиков, относительные размеры штифтов и заплечиков), параметры режима (скорость и направление вращения инструмента, то есть по часовой стрелке или против часовой стрелки, частота вращения, глубина погружения штифта, угол наклона рабочего инструмента), типы материалов, температура заготовки и др. Весьма вероятно, что поток материала внутри зоны перемешивания во время СТП формируется под влиянием нескольких независимых процессов деформации (рисунок 3.10).

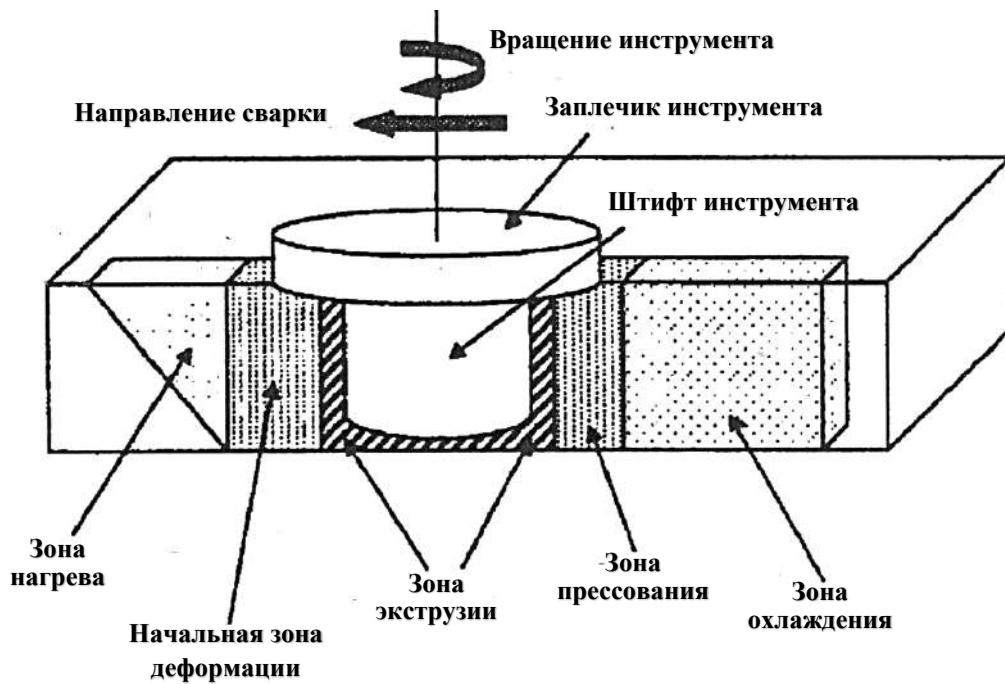


Рисунок 3.10 – Расположение отдельных зон в области воздействия рабочего инструмента на свариваемый материал при СТП

В вихревой зоне под штифтом инструмента наблюдается усложненное разрушение оксидных пленок и перемешивание свариваемого металла. Это зачастую является причиной образования оксидных включений в корневой части металла зоны перемешивания.

Наличие оксидных пленок в корневой части соединения будет только стимулировать формирование несплавления. Поэтому для снижения вероятности образования несплавления в корневой части соединения следует уделять внимание подготовке свариваемых кромок, особенно их торцевой поверхности, для предотвращения формирования данного вида дефекта.

Однако, в процессе сварки трением с перемешиванием наблюдается погружение запечника рабочего инструмента в свариваемый материал примерно на 0,15–0,2 мм. В случае выполнения условия равенства длины стержня (пина) и толщины свариваемых заготовок возникает опасность контакта рабочего инструмента с формирующей подкладкой. Это контакт приводит к резкому повышению температуры нагрева рабочего инструмента из-за трения торца рабочего инструмента по поверхности подкладки. Повышение температуры нагрева рабочего инструмента может привести к

образованию жидкой фазы свариваемого металла в зоне перемешивания, что скажется на снижении механических свойств металла шва и сварного соединения в целом.

Для предотвращения контакта рабочего инструмента с подкладкой при обеспечении перемешивания пластифицированного металла на всю толщину заготовки необходимо для каждой толщины свариваемого металла выбирать соответствующую геометрию и размеры формирующей канавки (рисунок 3.11, таблица 3.5).

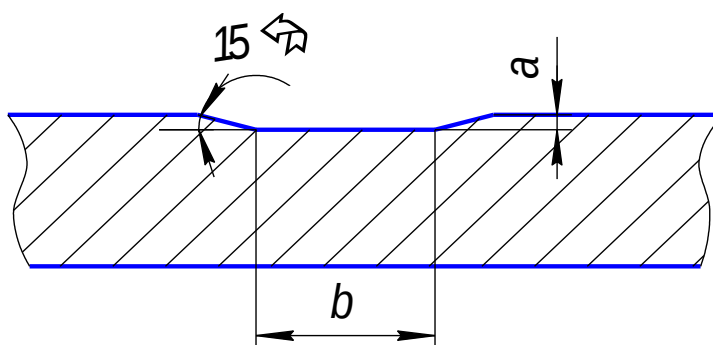


Рисунок 3.11 – Форма и размеры профилированной канавки в подкладке при односторонней СТП листов и плит алюминиевых сплавов

Таблица 3.5 – Рекомендуемые размеры канавки для формирования выпуклости с корневой стороны соединения и устранения несплавления при односторонней СТП

Толщина свариваемого металла	a , мм	b , мм
от 2,0 до 5,0	0,25 ... 0,3	4,5
свыше 5,0 до 8,0	0,35 ... 0,5	6,0
свыше 8,0 до 10,0	0,6 ... 1,1	9,0
свыше 10,0 до 15,0		12,5

Следует обратить внимание на то, что с увеличением толщины свариваемого материала наблюдается не только увеличение глубины канавки, но и ее ширины, что связано с увеличением диаметра стержня рабочего инструмента с его рабочего торца.

3.4. Технологические приемы устранения формирования дефекта в виде оксидной пленки в корневой части

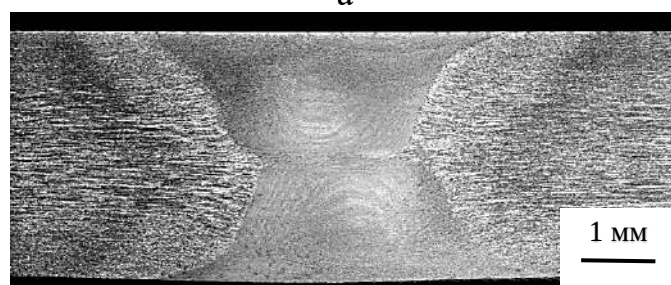
Для устранения уже образовавшегося дефекта в виде оксидной пленки в корневой части соединения могут применяться следующие технологические приемы:

- сварка повторным проходом инструментом с увеличенной длиной стержня;
- сварка трением с перемешиванием с обратной стороны соединения с глубиной проникновения стержня рабочего инструмента на 0,35–0,4 от толщины свариваемой заготовки;
- выборка дефекта шарошкой с последующей подваркой ручной аргонодуговой сваркой с присадочной проволокой (для алюминиевых сплавов, свариваемых сваркой плавлением).

На рисунке 3.12 приведены макроструктуры соединений листов сплава 1565чМ толщиной 6 мм после приведенных вариантов устранения несплавления в корневой части зоны перемешивания.



а



б



В

Рисунок 3.12 – Макроструктура сварного соединения листов сплава 1565ЧМ после различных вариантов устранения дефекта в виде несплавления в корневой части шва:

- а – повторным проходом инструментом с увеличенной длиной стержня; б – сварка трением с перемешиванием с обратной стороны соединения; в – выборка дефекта шарошкой с последующей подваркой ручной аргонодуговой сваркой с присадочной проволокой

Механические свойства соединений листов сплава 1565ЧМ после различных вариантов устранения дефекта в виде несплавления в корневой части соединения приведены в таблице 3.6.

Анализ полученных результатов испытаний показывает, что повторный проход инструментом с удлиненным стержнем позволяет практически полностью устранить влияние несплавления в корневой части зоны перемешивания на уровень механических свойств соединений и, в особенности, угла изгиба. При наличии протяженного шва такую операцию выполнять не всегда удобно с точки зрения обеспечения точности совмещения траектории движения инструмента с осью шва.

Если есть возможность доступа инструмента к корневой части соединения, то весьма перспективным выглядит вариант с переворотом сварной конструкции и повторным проходом с корневой стороны соединения с внедрением инструмента на 0,35–0,4 от толщины свариваемой заготовки. Такой вариант позволяет точно совместить ось инструмента с осью сварного шва и применить инструмент с коротким стержнем (пином). В этом случае существенно снижается нагрузка на инструмент и тепловая нагрузка на

сварное соединение. Результат оказался весьма удовлетворительным (таблица 3.6).

Таблица 3.6 – Механические свойства СТП соединения листов сплава 1565чМ после различных вариантов устранения несплавления в корневой части соединения

Временное сопротивление сварного соединения σ_B , МПа	Коэффициент прочности сварного соединения K	Зона разрушения сварного соединения	Временное сопротивление металла шва σ_B^{III} , МПа	Угол изгиба α , град.
Сварное соединение СТП без дефектов в коневой части				
<u>335–345</u> 340	0,95–0,98	ЗТМВ	<u>390–399</u> 395	180
Сварное соединение СТП с несплавлением в коневой части				
<u>248–275</u> 265	0,70–0,78	ЗП + ЗТМВ	<u>370–382</u> 376	<u>66–98</u> 85
Сварное соединение СТП с несплавлением в коневой части + повторный проход инструментом с удлиненным стержнем				
<u>332–338</u> 335	0,94–0,96	ЗТМВ	<u>390–399</u> 395	<u>170–180</u> 175
Сварное соединение СТП с несплавлением в коневой части + повторный проход с корневой стороны соединения				
<u>333–347</u> 342	0,95–0,98	ЗТМВ	<u>383–402</u> 395	180
Сварное соединение СТП с несплавлением в коневой части + подварка с корневой стороны соединения ручной аргонодуговой сваркой				
<u>289–306</u> 295	0,82–0,87	ЗП + ЗТМВ	<u>344–368</u> 355	<u>125–152</u> 137

Для сплавов, свариваемых способами сварки плавлением, можно применить разделку дефекта с корневой стороны шарошками и последующую заварку разделки ручной аргонодуговой сваркой с присадочной проволокой. С точки зрения реализации указанный вариант наиболее технологически прост. Однако, механические свойства сварных соединений при его реализации все же уступают уровню свойств соединений, подваренных с корневой стороны повторных проходом СТП.

Выводы к главе 3

1. Дефект в виде несплавления в корневой части стыкового соединения при односторонней сварке трением с перемешиванием протяженностью 0,1–0,3 мм выявляется с помощью рентгеновской компьютерной томографии и оптической металлографии при изучении микроструктуры сварного соединения.

2. Наличие дефекта в виде несплавления в корневой части стыкового соединения приводит к снижению коэффициента прочности стыковых соединения плит сплава 1901Т толщиной 10 мм, выполненных односторонней сваркой трением с перемешиванием, с 0,85 до 0,74. При этом область разрушения соединения при испытании на статическое растяжение смещается с зоны термического влияния на зону перемешивания.

3. Разрушение образцов при статическом растяжении инициируется от несплавления (оксидная пленка) в корневой части соединения с характерным хрупким изломом и затем распространяется в металл зоны перемешивания. Излом становится вязким с наличием островков оксидной пленки, замешанных в шов в процессе сварки.

4. Наличие несплавления в корневой части стыкового соединения плит сплава 1901Т вдвое снижает угол изгиба при растянутой зоне при испытаниях с корневой стороны соединения. В том случае, когда растянутой при испытаниях является лицевая сторона соединения, то чувствительность к наличию несплавления нивелируется и соединения характеризуются высокими значениями угла изгиба 77–82°.

5. Необходимым условием устранения несплавления в корневой части стыкового соединения плит сплава 1901Т является равенство длины стержня (пина) рабочего инструмента и толщины свариваемых заготовок с учетом величины погружения заплечика инструмента в свариваемый металл (0,25–0,30 мм).

6. Для устранения дефекта в виде несплавления в корневой части стыкового соединения могут применяться следующие технологические приемы:

- сварка повторным проходом инструментом с увеличенной длиной стержня;
- сварка трением с перемешиванием с обратной стороны соединения с глубиной проникновения стержня рабочего инструмента на 0,35–0,4 от толщины свариваемой заготовки;
- выборка дефекта шарошкой с последующей подваркой ручной аргонодуговой сваркой с присадочной проволокой (для алюминиевых сплавов, свариваемых сваркой плавлением).

7. Наиболее высокие механические свойств сварных соединений достигаются при использовании повторного прохода с корневой стороны соединения и повторного прохода СТП инструментом с увеличенной длиной стержня. Для алюминиевых сплавов, свариваемых методами сварки плавлением, возможна подварка дефекта ручной аргонодуговой сваркой с корневой стороны соединения. Однако, в этом случае следует учитывать неизбежно снижение уровня механических свойств соединения.

Глава 4. ОСНОВНЫЕ ПРИЧИНЫ И МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЕ ДЕФЕКТА В ВИДЕ ЛИНИИ СТЫКА

4.1. Дефект в виде линии стыка в структуре стыкового сварного соединения алюминиевых сплавов

Весьма распространенным дефектом является так называемая «линия стыка» (по зарубежной терминологии «Lazy S» (рисунок 4.1). Вышеописанный дефект, по ряду публикаций [143–148], считается наиболее опасным из-за своей значительной протяженности по длине сварного шва, что обуславливает потерю несущей способности конструкции и быстрое ее разрушение.

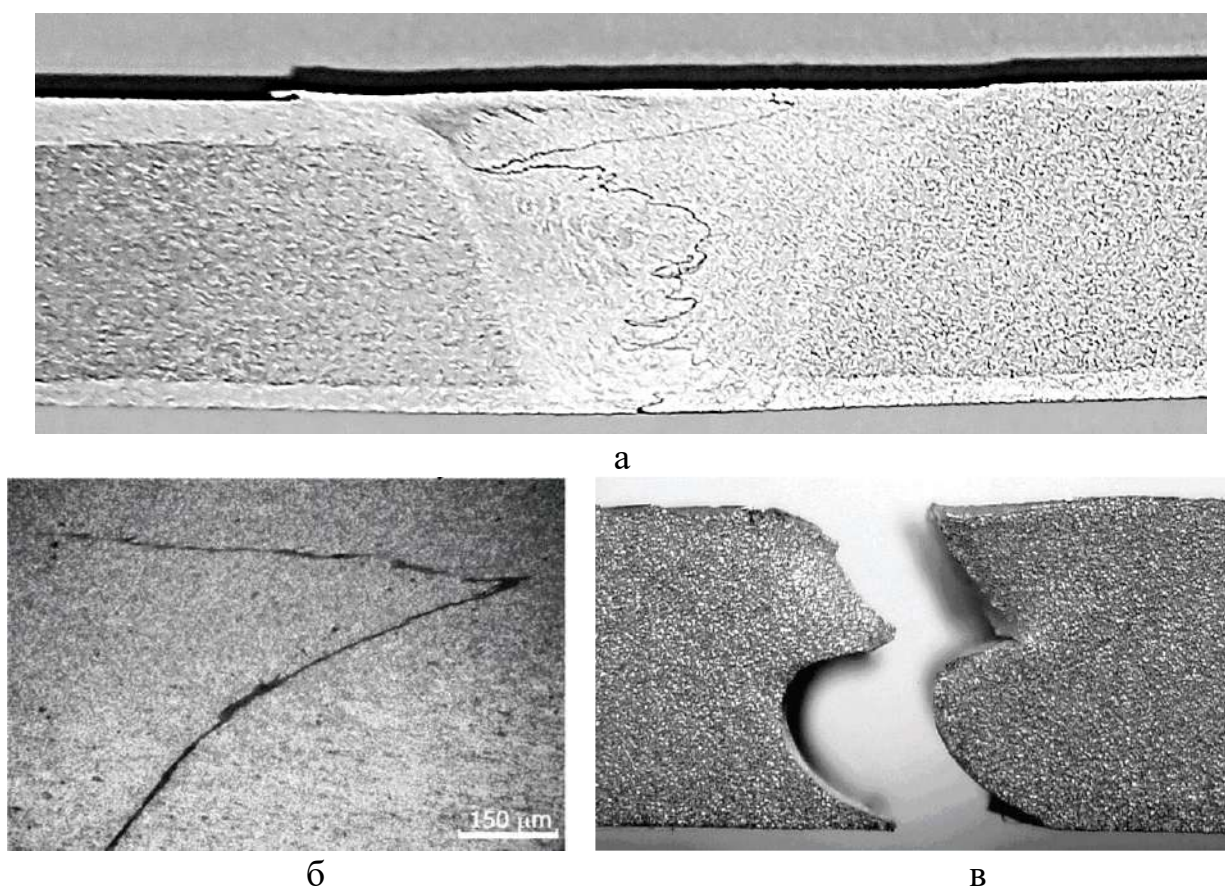


Рисунок 4.1 – Линия стыка на поперечном сечении сварного шва сплава 6082Т6 (а) и фрагмент разрушенного образца (б); в – разрушение материала по полосам луковичной структуры

Стыковая линия хорошо обнаруживается при металлографическом исследовании (рисунок 4.1, а, б). На рисунке 4.1, в можно видеть, что при

растяжении образца с таким дефектом расслоение (разрыв) материала происходит по полосам луковичной структуры.

Выполнение сварки трением с перемешиванием при высоких частотах вращения инструмента и уменьшенной силе прижима рабочего инструмента к поверхности свариваемых заготовок вызывает появление дефекта в виде линии стыка, который в иностранной литературе описывается как «Lazy S».

Линия стыка — это дефекты, которые проходят от корня шва в месте исходной линии раздела между свариваемыми заготовками через весь шов (рисунок 4.2). Остатки линии стыка, распределённые по основной части шва, были зафиксированы в нескольких исследованиях во многих сплавах [149–154].

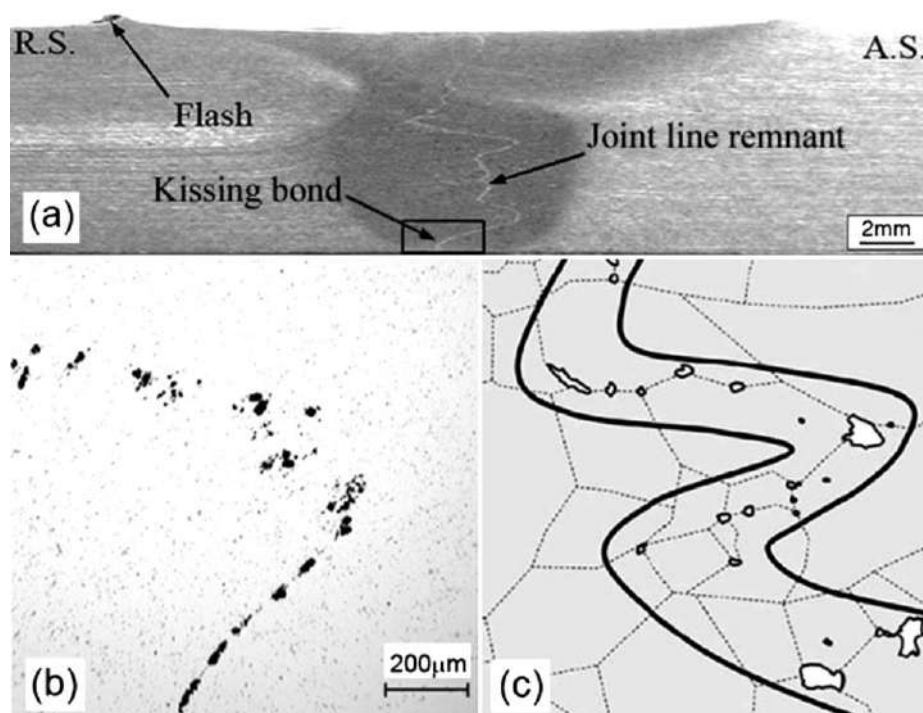


Рисунок 4.2 – Оксидный дефект в виде линии стыка в соединении сплава 5083 (а), увеличенное изображение данного дефекта (b) и схема расположения остатка линии стыка (с) [155]

В некоторых случаях такое включение может представлять собой цепочку недостаточно фрагментированных оксидных частиц, которые переходят в шов с поверхности подкладки. Исследования с использованием

трансмиссионной электронной микроскопии подтвердили, что линия стыка состоит из частиц Al_2O_3 [156].

Возникновение данного вида дефектов также связывают с неправильным выбором основных параметров режима сварки, например, в работах [156–158] отмечено, что подобный дефект наблюдался при выполнении шва на повышенной частоте вращения рабочего инструмента (1000–1200 об/мин) в сочетании с недостаточной силой прижима свариваемых заготовок.

Исходная линия соединения чётко различима на рисунок 4.2, а, а при большем увеличении видны скопления оксида вдоль предыдущей границы стыка (рисунок 4.2, б). Особенности строения линии стыка зависят в наибольшей степени от скорости сварки. Увеличение скорости сварки снижает фрагментацию оксидной пленки на единицу подачи инструмента. Также на интенсивность фрагментации оксидной пленки влияют диаметр заплечика и конфигурация рабочего инструмента. При интенсивном перемешивании указанные зоны расположения оксида в металле шва могут быть абсолютно безвредными для уровня механических свойств полученных соединений [156, 157].

Если предположить, что искривленная линия стыка формируется из остатков оксидного слоя на торцевых поверхностях свариваемых кромок, то конечное положение линии стыка после воздействия потока пластифицированного материала при СТП демонстрирует изогнутую линию на поперечном сечении. Это предположение было подтверждено с помощью экспериментов с маркерным материалом, при котором тонкий медный слой задерживается в линии стыка, а его окончательное положение определялось с помощью рентгеновской томографии.

На рисунке 4.3 представлен кадр рентгеновской томографии сварного соединения сплава 5083, на котором тонкий медный слой задерживается на линии стыка. В поперечном сечении видно, что медь преимущественно

распределяется по характерной кривой, которая окаймляет сварной шов с отступающей стороны движения рабочего инструмента.

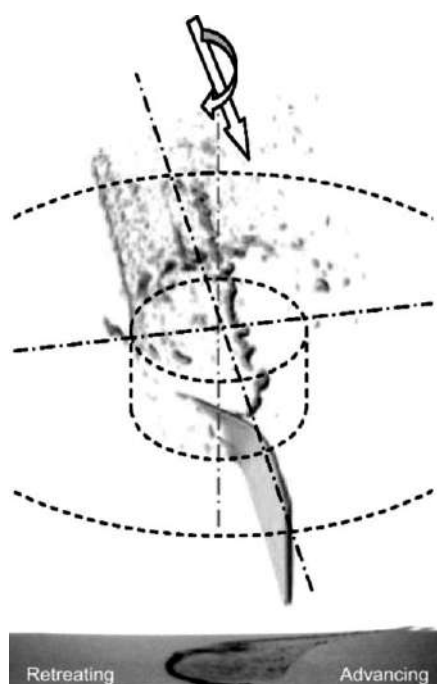


Рисунок 4.3 – Рентгеновская томография и соответствующая металлографическая интерпретация механизма течения металла при сварке трением с перемешиванием: сверху – трёхмерное рентгеновское изображение, показывающее разрушение фольги из меди, установленной на линии стыка; внизу – виртуальный поперечный срез сварного соединения, раскрытый с помощью рентгеновской томографии [159]

Из вышеизложенного следует, что линия стыка как оксидная граница между торцевыми поверхностями свариваемых заготовок была разрушена для формирования металлической связи между соединяемыми заготовками. В большинстве случаев так и происходит, как это показано на рисунке 4.2, с.

Действительно, длина линии стыка в процессе сварки увеличивается примерно в 3–5 раз по отношению к исходной, целостность оксидной пленки нарушается, и она фрагментируется на отдельные частицы. На большей части стыка устанавливается металлическая связь между соединяемыми заготовками, что обеспечивает необходимую прочность соединения. Однако, иногда целостность оксидной пленки нарушается лишь частично, и она

фиксируется в металле шва. Такие остатки линии стыка вызывают снижение прочностных свойств сварного соединения при СТП.

Дефект типа линии стыка может также возникать при смещении оси инструмента относительно линии стыка. В результате этого может образоваться переходная зона в металле шва, где металлическая связь между свариваемыми заготовками существует, но является слабой.

Вышеописанный дефект считается наиболее опасным [157, 158, 160–162] из-за своей значительной протяженности по длине сварного шва, что обуславливает затем потерю несущей способности конструкции и быстрое ее разрушение. Форма линии стыка хорошо обнаруживается на металлографических шлифах при слабом травлении. При статическом растяжении образцов с таким дефектом поверхность разрушения металла шва повторяет ее очертания. При исследовании поверхности разрушения методом растровой электронной микроскопии было установлено наличие слоев луковичной структуры зоны перемешивания.

Очевидно, что ширина полос луковичной структуры должна оказывать заметное влияние на траекторию распространения трещины. Металлографические исследования образцов, полученных при сварке трением с перемешиванием, показали, что при статическом растяжении начальная трещина формируется в корне шва на линии стыка и распространяется вдоль нее, до тех пор, пока направление линии стыка не совпадет с направлением растяжения. Дальнейшее разрушение осуществляется в направлении максимальных касательных напряжений. Таким образом, наличие линии стыка является причиной разрушения образцов при низких значениях растягивающих напряжений.

В работе [163] показано, что «линия стыка» обусловлена наличием оксидного слоя на исходной торцевой поверхности стыка, который деформируется в результате течения материала под воздействием рабочего инструмента. Выделение тепла при сварке трением с перемешиванием снижается с увеличением скорости сварки. Низкое выделение тепла

оказывается недостаточным для фрагментации оксидного слоя во время сварки трением с перемешиванием [164, 165].

На рисунке 4.4 показано влияние дефекта «линия стыка» на прочностные свойства стыковых соединений листов сплава 1565чМ толщиной 5 и 10 мм.

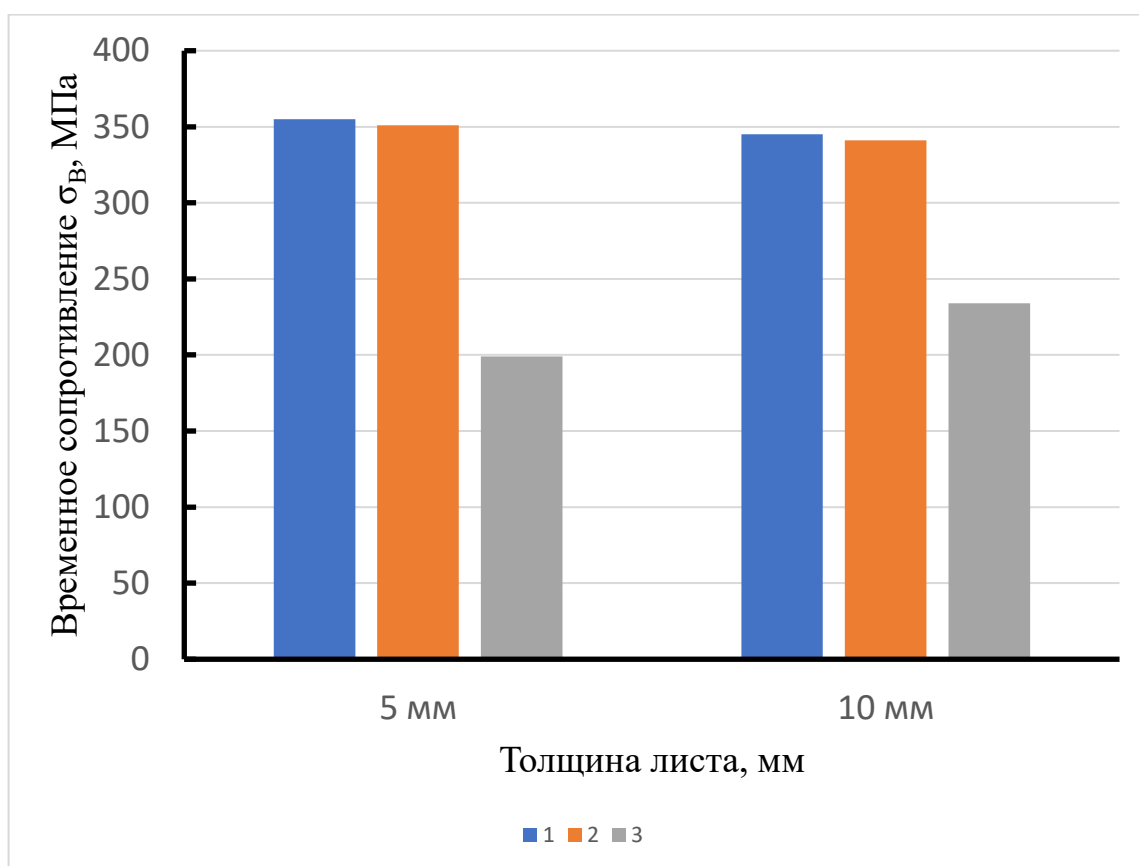


Рисунок 4.4 – Статическая прочность стыковых сварных соединений сплава 1565чМ толщиной 5 и 10 мм в зависимости от наличия дефектов: 1 – основной металл; 2 – сварное соединение без дефектов; 3 – сварное соединение с дефектом «линия стыка»

4.2. Влияние дефекта в виде линии стыка на механические свойства стыковых соединений алюминиевых сплавов

На рисунке 4.1, *a* обращает на себя внимание особенность структуры в виде изогнутой линии, проходящей через всю толщину листа, которая выявлялась на поперечных шлифах практически всех образцов. При

детальном изучении этого дефекта было установлено, что он является скоплением оксидов, образующих поверхность сопряжения двух частей сварного шва.

Для оценки влияния дефекта в виде линии стыка удобно ввести обобщенный показатель, который бы с наибольшей степенью точности характеризовал бы данный дефект. Таким показателем может быть суммарная длина $L_{оп}$ неразрушенной оксидной пленки в плоскости шлифа зоны перемешивания (рисунок 4.1, а).

Для определения влияния суммарной длины $L_{оп}$ неразрушенной оксидной пленки были отобраны сварные соединения листов сплава 1565ЧМ толщиной 10 мм, выполненные на близких режимах и с различной протяженностью неразрушенной оксидной пленкой. В таблице 4.1 приведены механические свойства сварного соединения в зависимости от длины $L_{оп}$ неразрушенной оксидной пленки (линия стыка).

Таблица 4.1 – Влияние дефекта в виде линии стыка на механические свойства сварных соединений сплава 1565ЧМ толщиной 10 мм. Односторонняя СТП

Суммарная протяженность линии стыка в плоскости шлифа, мм	Временное сопротивление σ_B сварного соединения, МПа	Временное сопротивление металла зоны перемешивания σ_B^m , МПа	Угол изгиба α , град.	Ударная вязкость КСЧ по металлу шва, Дж/см ²
0 (сварка по целой пластине)	345,4	375,5	175	22,1
12,5	326,2	344,7	82	18,4
23,4	311,9	315,3	77	17,2
32,7	307,4	312,3	75	16,5

Из данных таблицы 4.1 следует, что наиболее чувствительной механической характеристикой по отношению к суммарной длине $L_{оп}$ неразрушенной оксидной пленки (линии стыка) является временное сопротивление сварного соединения и металла шва (зоны перемешивания).

Наиболее высокими значениями временного сопротивления сварного соединения и временного сопротивления металла шва обладают сварные соединения, выполненные односторонней сваркой трением с перемешиванием по целой пластине сплава 1565ЧМ. При сварке по целой пластине формирование дефекта в виде линии стыка не наблюдалось.

В ряде образцов наблюдалась средняя суммарная протяженность линии стыка составила 12,5 мм. Указанная протяженность дефекта в виде линии стыка привела к снижению временного сопротивления сварного соединения с 345,4 МПа до 326, 2 МПа. Одновременно временное сопротивление металла зоны перемешивания (металл шва) снижается с 375,5 МПа до 344,7 МПа. Угол изгиба сварного соединения снижается при этом приблизительно в двое (со 175° до 82°). Значение КСЧ по металлу шва также проявляет тенденцию к снижению, однако не в столь радикальном виде.

Дальнейшее увеличение средней суммарной протяженности линии стыка до 23,4 мм приводит к снижению временного сопротивления сварного соединения до 311,9 МПа при временном сопротивлении металла шва 315,3 МПа. При этом снижение угла изгиба сварного соединения и ударной вязкости металла шва не столь существенны, хотя также проявляются.

Увеличение средней суммарной протяженности линии стыка до 32,7 мм уже не вызывает значительного снижения временного сопротивления сварного соединения и временного сопротивления металла шва (до 307,4 МПа и 312,3 МПа соответственно). Угол изгиба сварного соединения и ударная вязкость по металлу шва также снижаются в абсолютных значениях, но не значительно.

При растяжении образцов с сварным швом была зафиксирована определённая закономерность разрушения. Установлено, что трещина сначала распространяется от корня шва по поверхности сопряжения, упомянутой ранее, а затем — по основному металлу шва, что хорошо заметно на рисунке 4.5. Тем не менее, разрушение всегда стартует с корня шва вдоль поверхности, содержащей оксидные образования.

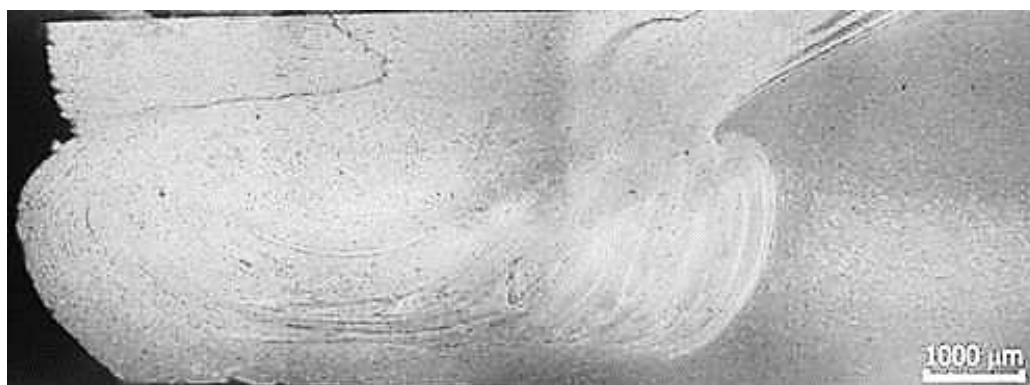


Рисунок 4.5 – Разрушение сварного шва сплава 1565ЧМ с дефектом в виде линии стыка при испытании на растяжение

Для выявления причин, обуславливающих подобный характер разрушения, были подготовлены образцы для металлографического анализа верхней и нижней поверхностей сварных швов. До проведения исследований образцы подвергались шлифовке, полировке и травлению с целью визуализации макроструктуры соединения. На рисунке 4.6 представлена нижняя часть сварного шва.

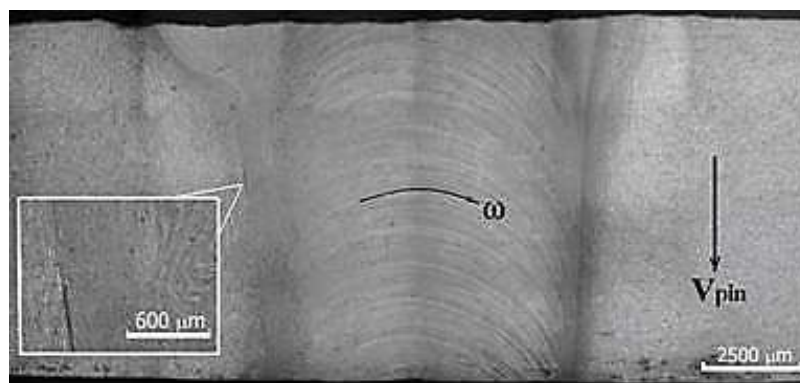


Рисунок 4.6 – Нижняя часть сварного шва. Слой толщиной 0,6 мм снят путём фрезерования

Макроструктура в средней и нижней зонах шва, как отмечалось ранее, формируется за счёт вращения стержня (штифта), что обуславливает кольцообразное строение металла в направлении перемещения штифта. Границы соединения чётко выражены. На левой стороне границы наблюдается расслоение (обозначено на выносе), спровоцированное присутствием оксидов

на торцевых поверхностях свариваемых листов – именно это и стало причиной появления начальной трещины при растяжении.

Макроструктура в верхней зоне сварного шва отличается от описанной ранее. Поскольку пластическое деформирование металла в этой области обусловлено трением скольжения поверхностей заплечика по поверхности свариваемых листов, кольцеобразной структуры не наблюдается. Вместо неё отчётливо выделяются чередующиеся полосы на границе шва с основным металлом, формирование которых обусловлено нанесением металла с внешней стороны плечиков, где температурные условия сварки отличаются от тех, что в центральной части шва.

Судя по рисунку 4.5, разрушение в верхней части произошло на значительном удалении от зоны скопления оксидов. Подробный анализ данной зоны позволил установить отсутствие расслоения металла. С учётом общих закономерностей ясно, что прочность металла в участках с оксидами ниже, чем у сварного шва без дефектов. Тем не менее, разрушение в верхней части шва произошло именно в теле металла шва, но вне зоны накопления оксидов. Вероятным представляется предположение, что более энергетически выгодным является разрушение с образованием поверхности минимальной площади (см. рисунок 4.5). Учитывая сильно искривлённую форму поверхности, образованной оксидами, как это видно на всех изображениях, указанное допущение представляется наиболее обоснованным.

При испытании образцов сварных швов на растяжение была зафиксирована дополнительная особенность, связанная с характером поверхности разрушения. На рисунке 4.7 представлена топография повреждённой поверхности, которая условно разделена на три зоны. Первоначальный дефект образовался в корне шва (зона 1) в области наличия несплошности, упомянутой ранее. Далее разрушение распространялось вдоль поверхности, содержащей оксидные включения, между слоями «луковичной» структуры. Гладкая текстура поверхности в данной зоне указывает на расслоение металла, вызванное присутствием оксидов. Поверхность

разрушения в зоне 2 характерна для вязкого механизма разрушения. Завершается процесс в верхней части шва (зона 3), где формируется рельефная поверхность, напоминающая резьбу винтового бура. Такая структура ранее наблюдалась авторами исследования [166], которые называли её «shingle lap pattern».

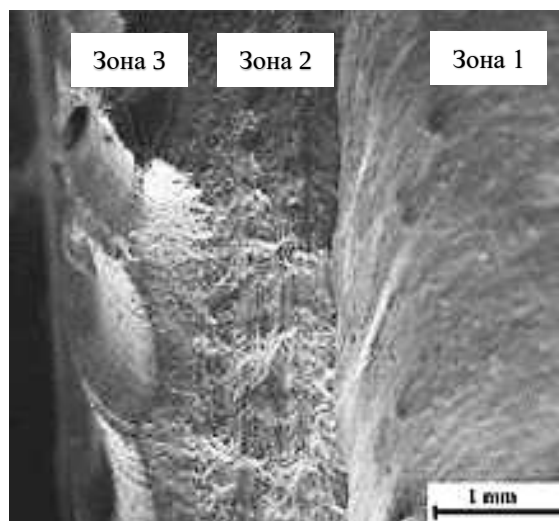


Рисунок 4.7. Рельеф поверхности разрушения сварного соединения, выполненного методом сварки трением с перемешиванием

Как отмечалось ранее, макроструктура сварного соединения, сформированного методом СТП, свидетельствует о том, что она сформировалась вследствие пластической деформации материала под действием вращающегося инструмента. Подтверждением этому служит вихревая структура металла шва, наглядно представленная на рисунках 4.5 и 4.6. Диаметр зоны соединения варьируется в зависимости от удалённости от заплечика инструмента и обусловлен различной интенсивностью тепловыделения в поперечном сечении металла. Фрикционное нагревание в зоне шва снижает предел текучести материала, что способствует его пластическому течению под воздействием сил трения. Учитывая, что диаметр заплечика значительно больше диаметра штифта, зона тепловыделения при трении заплечика о поверхность свариваемых заготовок охватывает область большего диаметра по сравнению с нижележащей зоной. В результате формируется деформированная область, напоминающая по форме гриб.

Интересно проанализировать перемещение материала в зоне шва, образованного штифтом. На рисунке 4.8 изображён фрагмент шва в центральной части пластины после завершения процесса СТП. Образец был подготовлен путём шлифовки и полировки с нижней поверхности пластины.

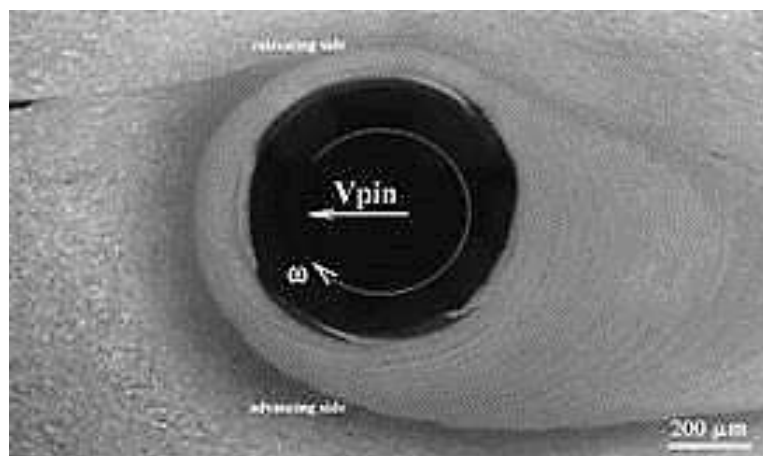


Рисунок 4.8 – Процесс формирования шва при СТП алюминиевого сплава

Судя по изображению, зона пластифицированного материала асимметрична по отношению к штифту: с стороны набегания она более протяжённая, чем с противоположной – стороны отхода рабочего инструмента. Такое распределение обусловлено особенностями тепловых потоков в зоне инструмента и характером течения материала в пластическом состоянии. Штифт, вращаясь, захватывает материал и перемещает его в сторону отступающей части за счёт сил трения. В процессе деформации температура повышается из-за пластических напряжений и достигает максимальных значений как раз на стороне отхода. Следует учитывать, что граница между двумя листами выступает препятствием для распространения тепла и переноса массы, что делает распределение температур и процессы массопереноса достаточно сложными.

Исследуя особенности слоистого строения шва СТП, отмечено его сходство со структурой, формирующейся на поверхностных слоях упруго-пластичных металлов при трении скольжения. Подобная структура возникает

вследствие поочерёдного сдвига тонких плёнок, при этом напряжения трения превышают предел текучести материала. Толщина каждого слоя определяется нелинейной зависимостью предела текучести, имеющей минимум на определённом удалении от поверхности трения.

Слоистая структура формируется под действием противоположных процессов — ослабления прочности при фрикционном нагреве и упрочнения поверхностных слоёв материала за счёт пластической деформации. Особенностью этого процесса является его цикличность. Нагрев, обусловленный трением, снижает предел текучести в приповерхностном слое металла, соприкасающегося с контртелом, что порождает пластическую деформацию. В свою очередь, деформирование сопровождается упрочнением слоя в зоне трения скольжения и смещением точки минимального предела текучести внутрь материала, что вызывает перемещение всего упрочнённого слоя на определённую глубину.

В последующем цикл смены фаз нагрева, обусловленный выделением тепла при деформировании, и пластического течения повторяется на всё большем удалении от инструмента, что приводит к постепенному перемещению слоёв металла. В любой момент времени интенсивный пластический сдвиг наблюдается исключительно на границе уже деформированного и ещё не подвергшегося деформации материала, где отмечается минимальная величина предела текучести. Деформированные и упрочнённые слои перемещаются как единое целое с одинаковой скоростью, постепенно увеличивая толщину за счёт присоединения новых слоёв. Учитывая объём металла, вовлечённого в пластическое течение, можно сделать вывод, что взаимодействие при сварке трением с перемешиванием носит адгезионный характер. Подтверждением этого служит наблюдаемое прилипание алюминия к инструменту при соединении образцов.

Полученные в ходе исследования результаты указывают на прямую зависимость процесса разрушения сварного шва от особенностей его формирования. В нижней зоне шва наблюдается снижение прочности из-за

неполного перемешивания металла, вызванного интенсивным отводом тепла в опорную плиту, что создаёт условия для появления расслоений на стыке свариваемых листов. В центральной части шва на его разрушение влияет слоистая структура, при этом наиболее уязвимым является граница между слоями. Накопление оксидных включений в этих зонах выступает причиной локализации напряжений, что способствует образованию трещин. В верхней зоне разрыв происходит в той части шва, которая сформировалась за счёт вращения штифта и заплечика – здесь наблюдается максимальная прочность, а поверхность разрушения резко отличается от тех, что описаны ранее.

Сопротивление усталости сварных соединений листов сплава 1565ЧМ толщиной 10 мм с различной протяженностью линии стыка в поперечном сечении соединений определяли на плоских образцах с рабочим сечением 20x10 мм, длиной 200 мм. Сварной шов располагался вдоль направления прокатки. Дополнительно были проведены испытания с удаленными неровностями поверхности сварного шва. Испытания проводили на гидропульсаторе «Шенк-гидропульс 100» при частоте нагружения 8 Гц, коэффициенте асимметрии $r = 0,1$. База испытаний составила 10^7 циклов. По числу циклов до разрушения определяли положение участка ограниченной долговечности на кривой усталости Веллера. Значения ограниченного предела выносливости в зависимости от протяженности линии стыка в поперечном сечении соединений приведены на рисунке 4.9.

Анализ полученных данных показывает, что с увеличением протяженности оксидного включения в поперечном сечении шва (зона перемешивания от 0 до 12,5 мм значения ограниченного предела выносливости снижаются со 151 МПа до 140 МПа. Это снижение составило примерно 7%.

Дальнейшее увеличение протяженности оксидного включения в поперечном сечении шва до 23,4 мм привело к снижению значения ограниченного предела выносливости до 105 МПа (уже на 30% от значения для бездефектного шва).

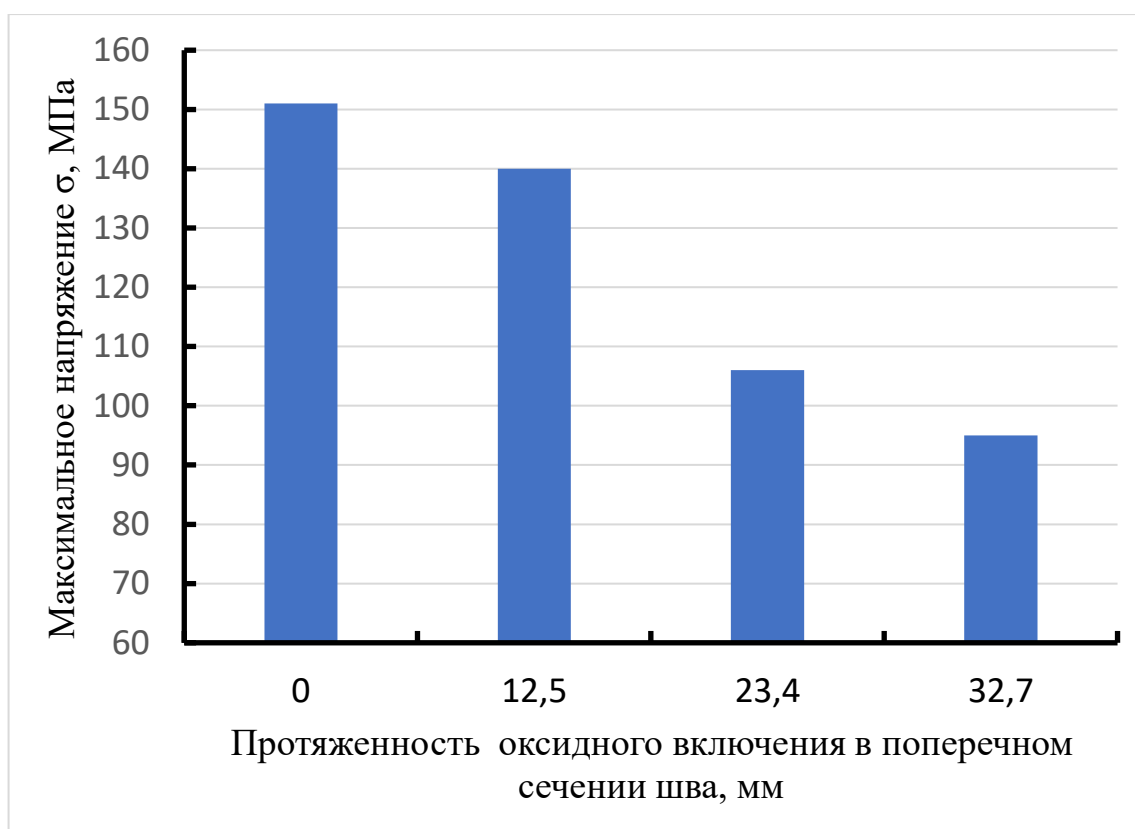


Рисунок 4.9 – Зависимость ограниченного предела выносливости сварных соединений листов сплава 1565чМ от протяженности оксидного включения в поперечном сечении шва

Дальнейшее увеличение протяженности оксидного включения в поперечном сечении шва до 32,7 мм сопровождалось снижением значения ограниченного предела выносливости до 95 МПа (на 37% от значения для бездефектного шва). Из этого следует, что увеличение протяженности оксидного включения в поперечном сечении шва с 23,4 до 32,7 мм вызвало снижение значения ограниченного предела выносливости на 7%.

Исходя из полученных результатов можно заключить, что наиболее существенное снижение значения ограниченного предела выносливости произошло в диапазоне изменения протяженности оксидного включения в поперечном сечении шва 12,5–23,4 мм.

Установленная зависимость значения ограниченного предела выносливости от протяженности оксидного включения в поперечном сечении шва указывает на ее связь с механизмом разрушения соединения при приложении циклических нагрузок. Усталостная трещина сначала

распространяется от корня шва по поверхности сопряжения с оксидной пленкой примерно до середины толщины шва, а затем — по металлу шва с выходом в зону термомеханического воздействия соединения (рисунок 4.10).

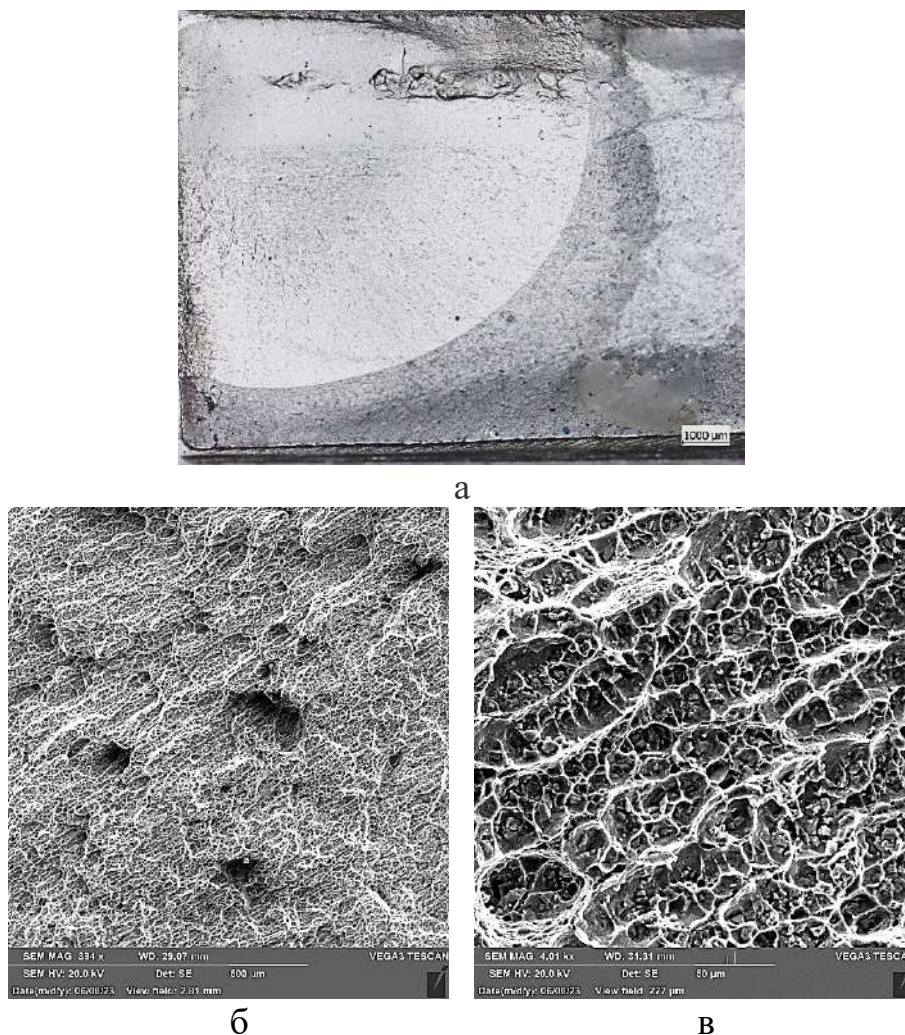


Рисунок 4.10 – Оптическая микроскопия зоны разрушения (а), РЭМ участка зарождения трещины (б) и РЭМ области долома (в)

В таблице 4.2 представлено влияние асимметрии цикла испытаний на сопротивление усталости сварных образцов листов сплава 1565чМ с различной протяженностью оксидного включения в поперечном сечении зоны перемешивания. Можно отметить, что с увеличением коэффициента асимметрии цикла с $-1,0$ до $0,5$ наблюдается увеличение ограниченного предела выносливости как для бездефектного сварного соединения, так и для соединения с различной протяженностью оксидного включения в зоне перемешивания сварного соединения.

Таблица 4.2 – Влияние коэффициента асимметрии цикла на значение ограниченного предела выносливости сварного соединения листов сплава 1565чМ

Коэффициент асимметрии r	Дисперсность нагрузок T	Ограниченный предел выносливости сварного соединения σ , МПа		
		Протяженностью оксидного включения в поперечном сечении зоны перемешивания, мм		
		0	12,5	23,4
–1,0	1:1,26	77	71	54
0,1	1:1,19	125	115	87
0,5	1:1,21	151	123	105

4.3. Технологические факторы, влияющие на образование дефекта в виде линии стыка при сварке стыковых соединений алюминиевых сплавов

Основные технологические факторы, влияющие на образование дефекта типа линии стыка в шве при сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов, включают:

- усилие прижима инструмента;
- частота вращения инструмента;
- скорость сварки;
- глубина погружения рабочего инструмента;
- подготовка свариваемых кромок;
- точность совмещения оси инструмента с плоскостью стыка;
- параметры сборки соединения под сварку.

Усилие прижима рабочего инструмента. При сварке трением с перемешиванием стыковых соединений алюминиевых сплавов применяется величина усилия прижима рабочего инструмента к поверхности свариваемых листов в диапазоне 2,4–3,2 кН. При этом рабочий инструмент заглубляется в поверхность свариваемых заготовок заплечиком на глубину до 0,3 мм (рисунок 4.11).

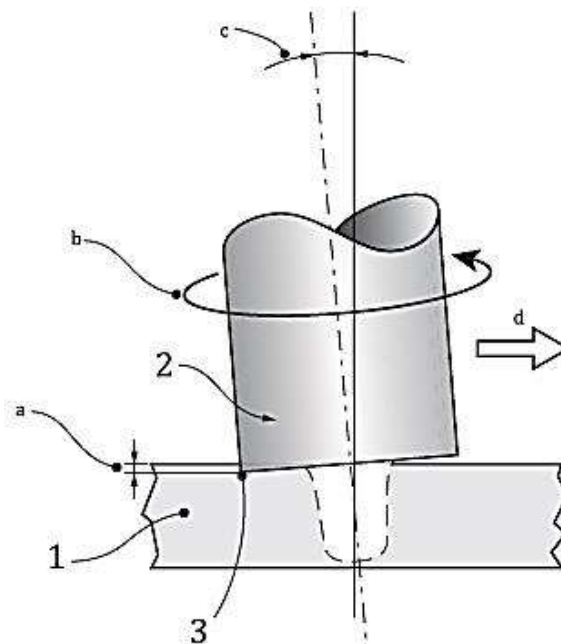


Рисунок 4.11 – Пятка заплечика инструмента и ее погружение в свариваемый материал:

1 – заготовка; 2 – инструмент; 3 – пятка; а – глубина погружения пятки; b – направление вращения инструмента; с – угол наклона; d – направление сварки;

Для обеспечения снижения осевого усилия прижатия рабочего инструмента к поверхности свариваемых заготовок был разработан специальный ступенчатый образец с шагом снижения свариваемой толщины под рабочим инструментом 0,05 мм (рисунок 4.12). Свариваемые кромки заготовок подвергались фрезерованию и шабрению непосредственно перед сваркой.

Результаты проведенных экспериментов показали, что величина прижатия рабочего инструмента к поверхности свариваемых заготовок оказывает существенное влияние на образование дефекта в виде линии стыка (рисунок 4.13).

Анализ представленных на рисунке 4.13 данных показывает, что рост дефекта в виде линии стыка (увеличение протяженности оксидного включения в зоне перемешивания в плоскости шлифа) при сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов начинается при заглоблении пятки заплечика инструмента в свариваемый материал менее 0,15 мм.

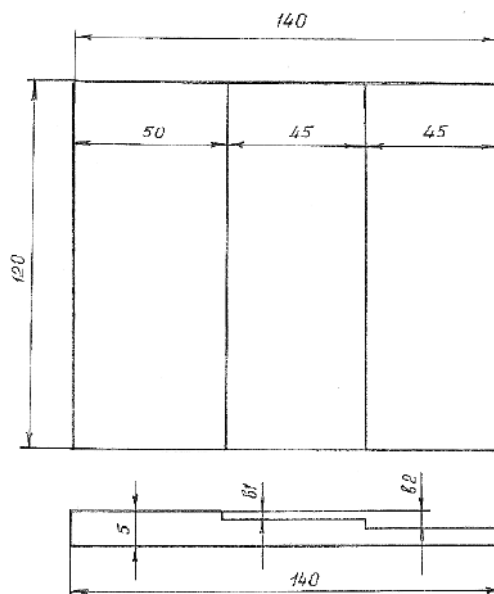


Рисунок 4.12 – Профиль образца для имитации снижения осевого усилия на рабочем инструменте

При таком недостаточном заглублении уменьшается давление под рабочей поверхностью заплечика и наконечника инструмента, а также снижается величина тепловыделения в зоне контакта. В результате не обеспечивается необходимый для качественного формирования шва объём пластифицированного металла или не достигается требуемый уровень его пластификации, что приводит к образованию дефектов, в том числе линии стыка.

Установлено, что при величине ступеньки на специальном ступенчатом образце более 0,15 мм отмечается существенный рост протяженности оксидного включения в виде линии стыка. При величине ступеньки более 0,25 мм помимо дефекта в виде линии стыка происходит образование дефекта в виде протяженного несплавления (рисунок 4.14).

С помощью специального динамометра были проведены замеры величины давления рабочего инструмента на поверхность свариваемых заготовок от глубины заглубления пятки рабочего инструмента (таблица 4.3).

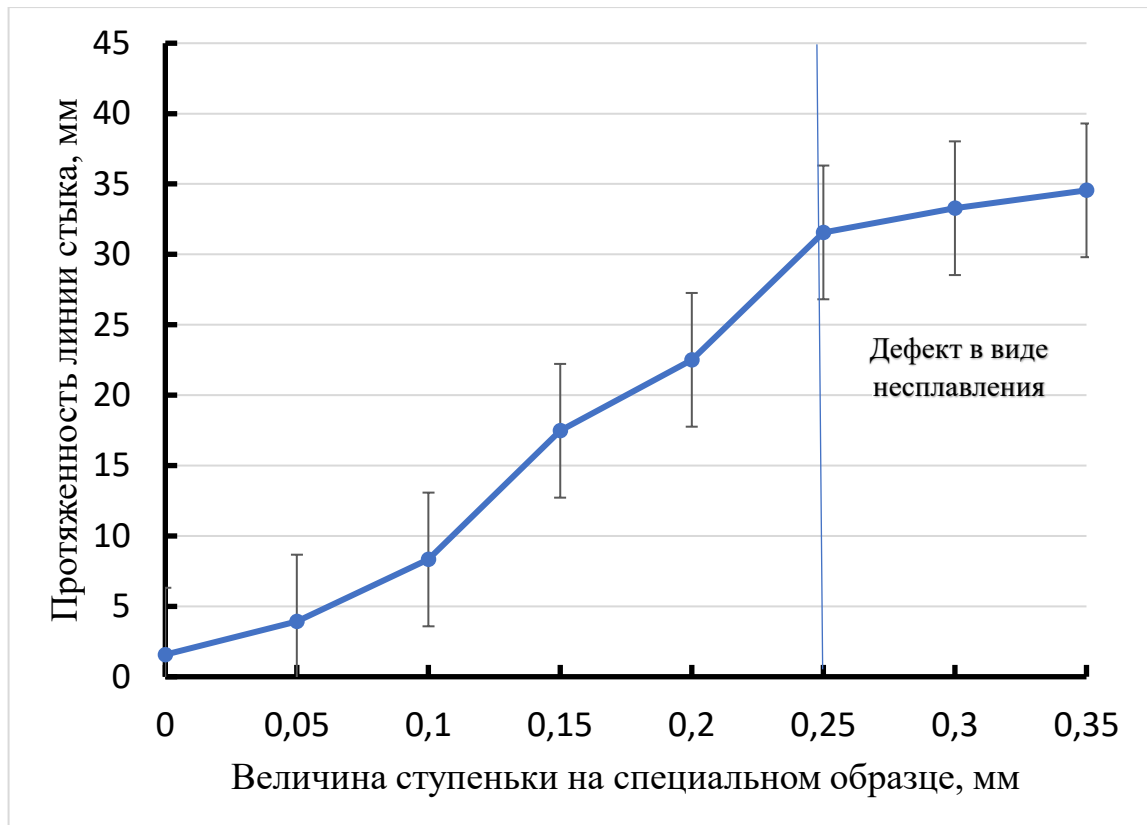


Рисунок 4.13 – Влияние величины ступеньки на образце на суммарную протяженность линии стыка в плоскости шлифа



Рисунок 4.14 – Сочетание дефекта в виде линии стыка и дефекта типа «несплошность»

Таким образом, снижение осевого усилия на рабочем инструменте ниже 2,4 кН приводит к резкому увеличению протяженности линии стыка в поперечном сечении сварного соединения алюминиевого сплава 1565ЧМ.

Снижение осевого усилия на инструменте при сварке трением с перемешиванием стыковых соединений алюминиевых сплавов возможно при неравномерности толщины свариваемых заготовок. Поэтому полученные

результаты можно применять как требования к равномерности толщины свариваемых заготовок.

Таблица 4.3 – Влияние заглубления рабочего инструмента на величину осевого усилия на нем

Величина заглубления, мм	Величина осевого усилия, кН
0,30	3,0
0,25	2,7
0,20	2,4
0,15	1,8
0,10	1,5
0,05	1,1

Частота вращения инструмента. Повышенная частота вращения в сочетании с недостаточной силой прижима свариваемых пластин приводит к появлению линии стыка в прикорневой зоне сварного шва. Это связано с тем, что при таких режимах не обеспечивается достаточное перемешивание и пластификация материала, а также не разрушается оксидный слой на торцевой поверхности стыка.

На рисунке 4.15 приведены результаты исследования влияния частоты вращения рабочего инструмента на протяженность дефекта в виде линии стыка при сварке стыковых соединений листов сплава 1565чМ толщиной 5 мм.

Частота вращения рабочего инструмента оказывает прямое влияние на вероятность появления дефекта в виде линии стыка при сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов. Повышение частоты вращения приводит к увеличению температуры в зоне сварки, что способствует более интенсивной пластификации металла. Однако при чрезмерно высокой частоте вращения, особенно в сочетании с недостаточной силой прижима свариваемых листов, возникает новый вид дефекта – линия стыка в прикорневой зоне сварного шва. Это связано с тем, что при таких режимах не обеспечивается достаточное перемешивание и разрушение оксидного слоя на

поверхности стыка, а также нарушается непрерывность потока пластифицированного металла.

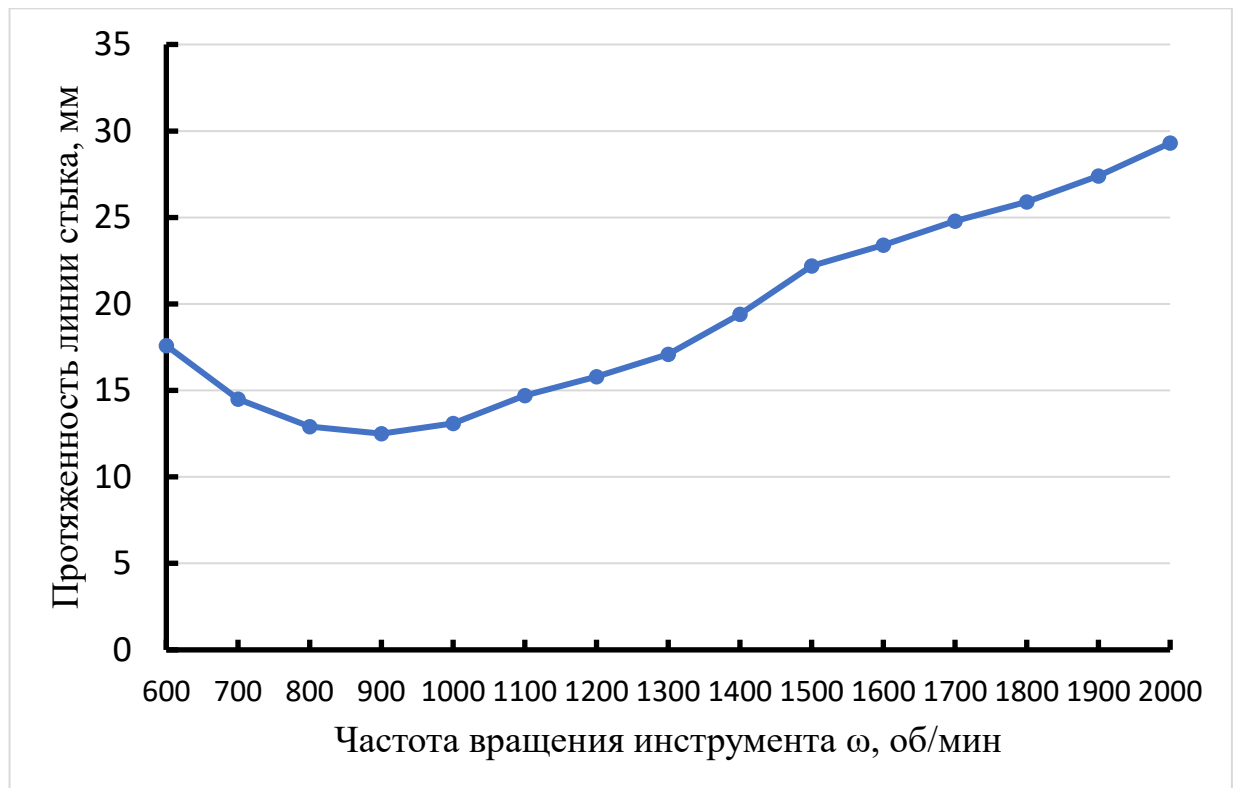


Рисунок 4.15 – Влияние частоты вращения рабочего инструмента на протяженность линии стыка при сварке листов сплава 1565чМ толщиной 5 мм. Скорость сварки 125 мм/мин, усилие на рабочем инструменте 2,8 кН

Оптимальная частота вращения должна быть подобрана с учётом скорости сварки и свойств свариваемого сплава. Если частота вращения слишком высока, а скорость сварки недостаточна, металл может перегреваться, что также ухудшает качество шва и способствует образованию дефекта в виде линии стыка.

Недостаточная частота вращения приводит к недостаточному нагреву и пластификации металла, что также может вызвать появление линии стыка из-за неполного перемешивания и недостаточного заполнения зоны сварки пластифицированным металлом.

Исходя из полученных результатов можно отметить, что оптимальная частота вращения рабочего инструмента для СТП сплава 1565чМ толщиной 5

мм находится в диапазоне 800–1000 об/мин. Также следует предположить, что применение высокоскоростной сварки трением с перемешиванием на высоких частотах вращения рабочего инструмента (2500–4000 об/мин) связано с повышением вероятности появления дефекта в виде линии стыка.

Скорость сварки. Слишком высокая скорость перемещения инструмента относительно заготовки может привести к недостаточному нагреву и пластификации металла, что также способствует появлению линии стыка.

Снижение скорости сварки приводит к увеличению времени воздействия инструмента на материал, что способствует более интенсивному нагреву и пластификации металла. Однако при слишком низкой скорости сварки может возникнуть перегрев, что также увеличивает вероятность образования линии стыка, особенно если это сочетается с повышенной частотой вращения инструмента. В таких условиях оксидный слой на поверхности стыка не разрушается полностью, и дефект может распространяться на большую протяжённость шва.

Увеличение скорости сварки сокращает время нагрева и перемешивания, что может привести к недостаточному прогреву материала и нарушению непрерывности потока пластифицированного металла. Это также способствует образованию линии стыка, так как не обеспечивается качественное заполнение зоны сварки пластифицированным металлом. В результате дефект может проявляться на значительных участках шва.

Проведенные исследования показали, что оптимальная скорость сварки должна быть подобрана с учётом частоты вращения инструмента и свойств свариваемого сплава. Для алюминиевого сплава 1565чМ толщиной 5 мм оптимальное соотношение скорости сварки и частоты вращения инструмента ($v_{св}/\omega$) находится в диапазоне 0,15–0,38 мм/об. Выход за пределы этого диапазона приводит к изменению внешнего вида шва и увеличению протяжённости дефектов в виде линии стыка (рисунок 4.16).

Таким образом, для минимизации протяжённости линии стыка необходимо строго соблюдать баланс между скоростью сварки, частотой вращения инструмента и силой прижима, а также учитывать особенности подготовки свариваемых поверхностей.

Глубина погружения инструмента. Неправильная настройка глубины погружения заплечика и стержня (пина) инструмента влияет на условия пластического течения материала и может привести к образованию несплавлений и линии стыка.

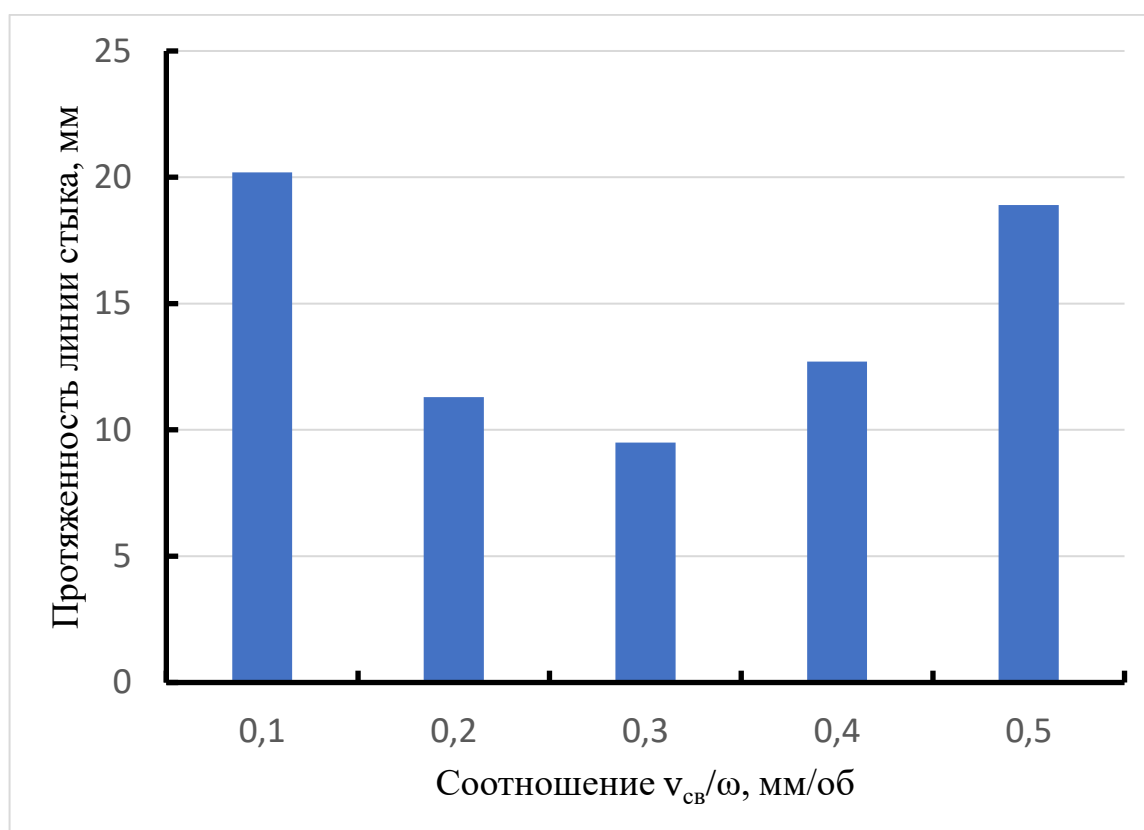


Рисунок 4.16 – Зависимость протяженности линии стыка от величины подачи инструмента на один оборот при сварке листов сплава 1565ЧМ толщиной 5 мм (частота вращения инструмента 900 об/мин, усилие прижима 3,0 кН)

Глубина погружения стержня рабочего инструмента при сварке трением с перемешиванием (СТП) алюминиевых сплавов оказывает определяющее влияние на формирование сварного соединения и вероятность образования дефекта в виде линии стыка. Данный дефект проявляется как внутренняя

несплошность, располагающийся преимущественно в прикорневой зоне шва и существенно снижающий прочность соединения.

При недостаточном заглублении инструмента (менее 0,8–0,9 толщины свариваемого металла) не обеспечивается требуемый объём пластифицированного металла и необходимый уровень его пластификации. Это приводит к образованию несплавлений и внутренних несплошностей, в том числе линии стыка, особенно в корневой части шва. Недостаточное давление под рабочей поверхностью заплечика и наконечника инструмента снижает эффективность перемешивания и способствует сохранению оксидных плёнок между свариваемыми кромками, что также инициирует формирование дефекта в виде линии стыка.

Чрезмерное заглубление инструмента приводит к вытеснению пластифицированного металла на лицевую поверхность шва, формированию грата и локальному перегреву. Однако для образования линии стыка избыточная глубина погружения менее критична, чем недостаточная, но может способствовать появлению других дефектов, ухудшающих качество шва.

Дефект в виде линия стыка возникает при недостаточном разрушении оксидного слоя на торцах свариваемых деталей вследствие низкой температуры или недостаточного давления в зоне перемешивания. Это характерно для режимов с малой глубиной погружения инструмента, когда не достигается полное перемешивание металла по всей толщине стыка. В результате формируется несплошность, которая при механических испытаниях проявляется как линия разрушения по границе раздела.

Для предотвращения образования линии стыка рекомендуется поддерживать глубину погружения инструмента в диапазоне 0,8–0,9 толщины свариваемого металла, что обеспечивает оптимальное сочетание давления, температуры и перемешивания. При этом важно учитывать марку сплава, толщину материала и конструкцию рабочего инструмента.

Совмещение оси инструмента с плоскостью стыка. Точность совмещения оси инструмента с плоскостью стыка является одним из ключевых факторов, определяющих качество сварного соединения при сварке трением с перемешиванием (СТП) алюминиевых сплавов. Нарушение этого параметра приводит к образованию дефектов, в частности, линии стыка, которая проявляется как внутренняя несплошность в прикорневой зоне шва и существенно снижает прочность и эксплуатационные характеристики соединения.

При неточном совмещении оси инструмента с плоскостью стыка происходит неравномерное распределение пластифицированного металла по толщине свариваемых деталей. Это приводит к тому, что в одной из частей стыка (чаще всего в корневой зоне) не обеспечивается полное перемешивание и формирование монолитного соединения. В результате формируется линия стыка – дефект, представляющий собой границу, раздела между недостаточно перемешанными слоями металла.

Смещение оси инструмента относительно плоскости стыка способствует появлению несплавлений и внутренних несплошностей, поскольку давление и температура в зоне сварки распределяются неравномерно. В зоне, где инструмент смещён в сторону одной из кромок, металл не получает достаточного термомеханического воздействия для разрушения оксидных плёнок и формирования качественного соединения. Такой дефект особенно опасен, поскольку играет роль концентратора напряжений и приводит к снижению усталостной долговечности соединения.

Для оценки влияния смещения оси рабочего инструмента относительно плоскости стыка был использован специальный образец (рисунок 4.17), у которого плоскость стыка была расположена под углом 2° по отношению к оси рабочего инструмента.

Образование дефекта в виде линии стыка при сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов начинается при смещении оси

рабочего инструмента относительно плоскости стыка, превышающем 0,2–0,3 мм (рисунок 4.18).

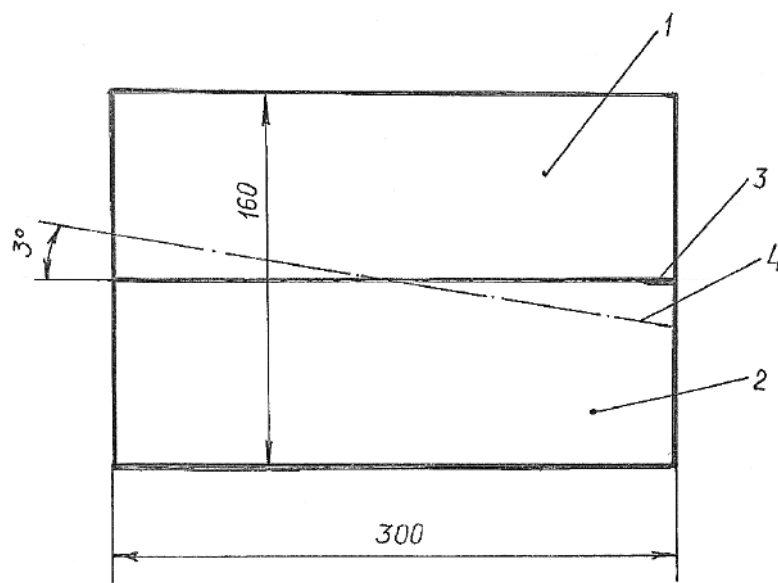


Рисунок 4.17 – Образец для исследования влияния смещения оси рабочего инструмента относительно плоскости стыка на образование дефекта в виде линии стыка: 1, 2 – свариваемые пластины; 3 – линия стыка; 4 – траектория перемещения рабочего инструмента

Более значительные смещения (свыше 0,3 мм) существенно увеличивают вероятность появления данного дефекта, поскольку в этом случае одна из свариваемых кромок оказывается вне зоны интенсивного пластического течения и термомеханического воздействия инструмента. Это препятствует полному перемешиванию металла и разрушению оксидных плёнок.

Анализ изломов (рисунок 4.19) образцов с линией стыка показывает, что разрушение начинается именно по этой границе и распространяется вдоль неё, что подтверждает её критическое влияние на прочность шва.

Для предотвращения данного дефекта рекомендуется обеспечивать точность позиционирования инструмента с отклонением не более 0,1–0,2 мм относительно плоскости стыка, что подтверждается как экспериментальными данными, так и технологическими рекомендациями для сварки алюминиевых сплавов.

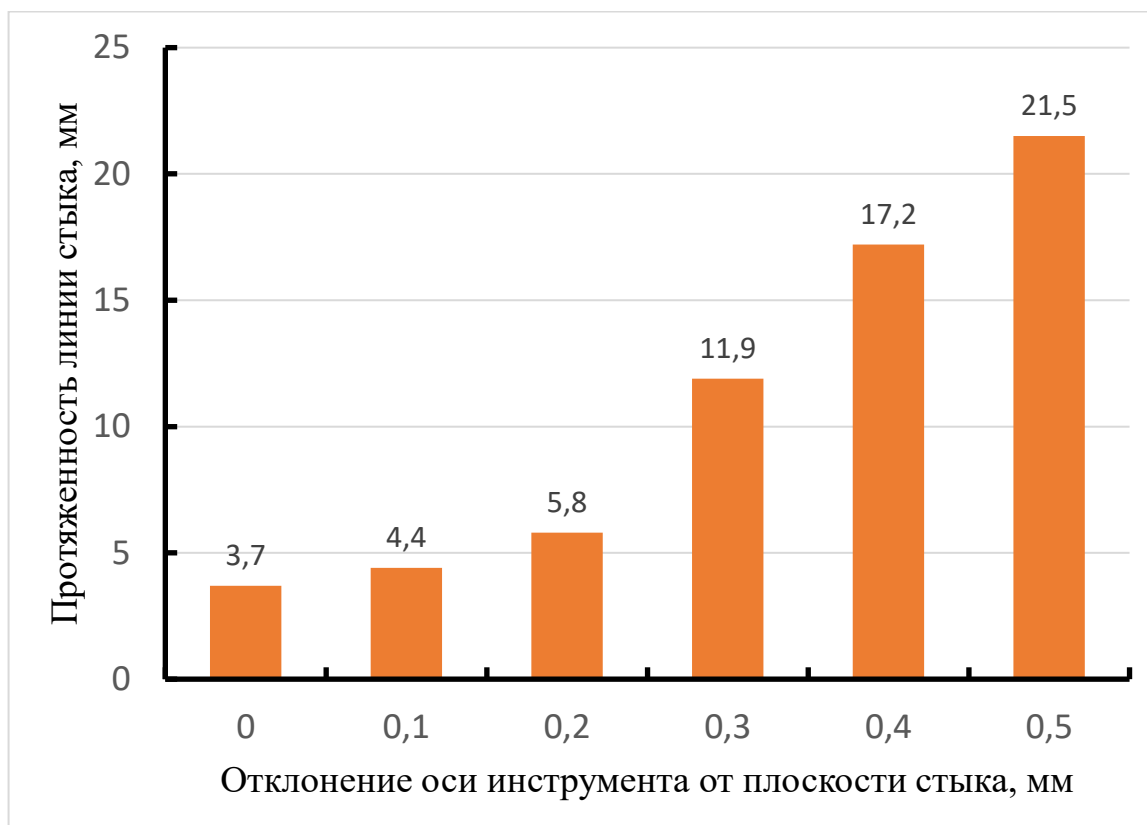
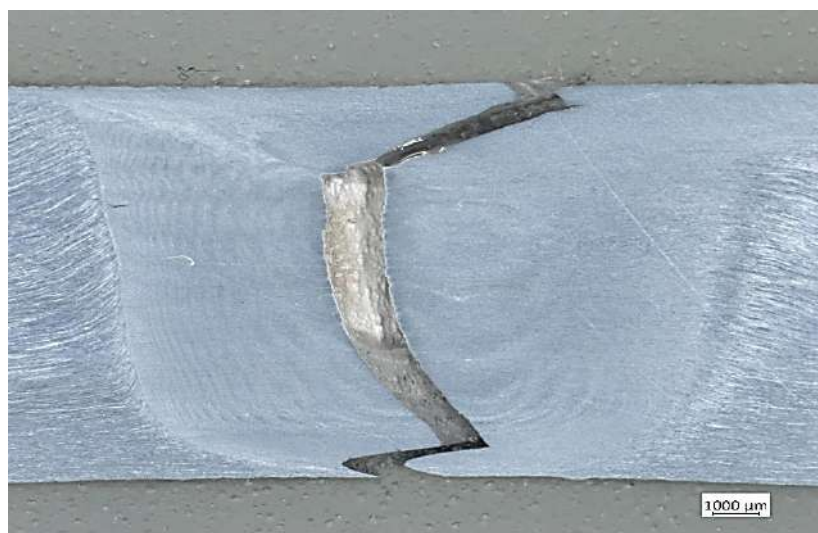


Рисунок 4.19 – Влияние отклонения оси рабочего инструмента от плоскости стыка на протяженность дефекта в виде линии стыка. Сплав 1565ч толщина 7 мм. Фрезерование свариваемых кромок за 8 часов до сварки



а

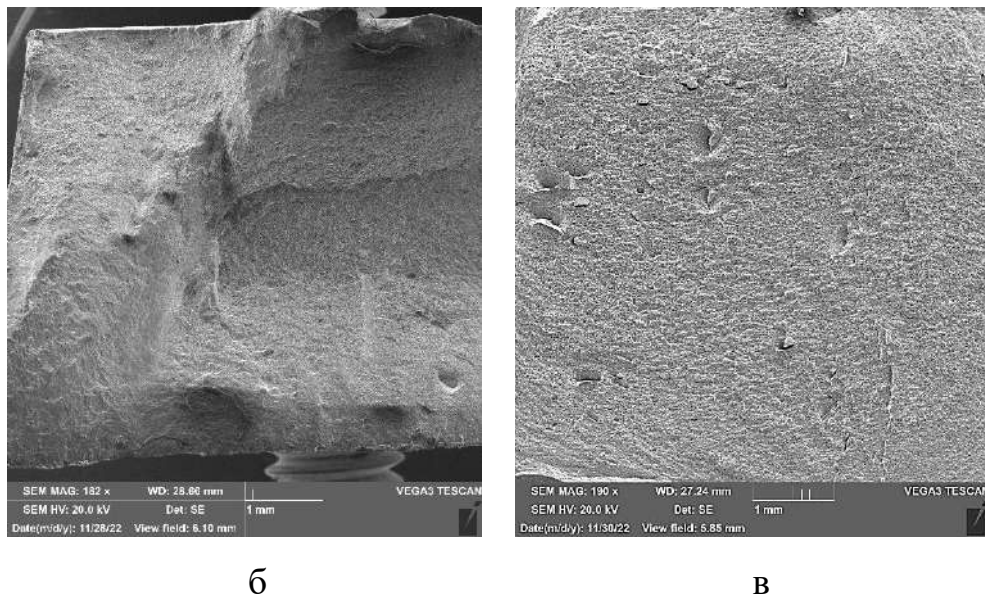


Рисунок 4.19. Разрушение стыкового сварного соединения сплава 1565ЧМ толщиной 5 мм с дефектом в виде линии стыка при отклонении оси рабочего инструмента от плоскости стыка 0,4 мм: а – макроструктура образца; б, в – фрактограмма излома по оксидной пленке

Для предотвращения образования дефекта в виде линии стыка необходимо обеспечивать высокоточное позиционирование инструмента относительно плоскости стыка. Допустимые отклонения не должны превышать 0,2 миллиметра, особенно для высокопрочных и тонколистовых алюминиевых сплавов.

В производственных условиях рекомендуется использовать специализированные приспособления и системы автоматического контроля положения инструмента, а также проводить регулярную проверку настройки оборудования перед началом сварки.

Параметры сборки соединения. Величина зазора в стыке при сварке трением с перемешиванием (СТП) алюминиевых сплавов оказывает существенное влияние на формирование дефектов, в частности, линии стыка. При увеличении зазора между свариваемыми кромками выше допустимых значений (обычно более 0,2–0,3 мм) возрастает вероятность образования несплошностей и линии стыка в прикорневой зоне шва. Это связано с тем, что при большом зазоре инструмент не обеспечивает полного перемешивания металла по всей толщине стыка, и в корневой части шва остаются участки, не

подвергшиеся пластической деформации и термомеханическому воздействию. В результате формируется дефект в виде линии стыка, который проявляется как внутренняя несплошность и становится концентратором напряжений, снижая прочность и долговечность соединения.

При зазорах менее 0,2 мм вероятность образования линии стыка минимальна, так как обеспечивается плотное прилегание кромок и равномерное распределение пластифицированного металла. Однако даже незначительное увеличение зазора (свыше 0,3 мм) приводит к тому, что часть металла не вовлекается в процесс перемешивания, что способствует появлению несплавлений и линии стыка. Влияние величины зазора в стыке на образование дефекта в виде линии стыка при сварке соединений листов сплава 1565чМ толщиной 7 мм иллюстрируют данные таблицы 4.4.

Из полученных данных видно, что при зазоре в стыке более 0,30 мм наблюдается образование в металле шва помимо линии стыка дефекта в виде протяженного несплавления с лицевой поверхности шва.

Для предотвращения образования данного дефекта рекомендуется строго контролировать величину зазора в стыке, обеспечивая её в пределах 0,05–0,3 мм. Это подтверждается как экспериментальными исследованиями, так и технологическими рекомендациями для сварки алюминиевых сплавов методом СТП.

Подготовка поверхности торцевой поверхности свариваемых кромок. Подготовка торцевой поверхности свариваемых кромок оказывает значительное влияние на образование дефектов в виде линии стыка при сварке трением с перемешиванием (СТП) алюминиевых сплавов. Основные аспекты этого влияния можно выделить следующим образом.

Наличие оксидных плёнок на свариваемых кромках, если они не были удалены перед сваркой, способствует формированию линии стыка, так как оксидный слой не разрушается при низкотемпературном нагреве, который имеет место при сварке трением с перемешиванием. Это может привести к образованию линии стыка, так как инструмент не сможет полностью

разрушить оксидный слой и обеспечить необходимую пластичность металла в зоне сварки.

Таблица 4.4 – Влияние величины зазора в стыке на протяженность дефекта в виде линии стыка (сплав 1565чМ толщиной 7 мм)

Величина зазора в стыке, мм		Суммарная протяженность дефекта в виде линии стыка в плоскости шлифа, мм	Примечание
В абсолютном значении, мм	В процентах от толщины основного металла		
0,05	0,7	2,5	Формирование соединения без внешних и внутренних дефектов кроме линии стыка
0,10	1,4	3,7	
0,15	2,1	4,6	
0,20	2,8	5,3	
0,25	3,5	7,8	
0,30	4,2	9,5	
0,35	5	15,6	Нарушение формирования соединения с образованием протяженного несплавления
0,40	5,7	19,3	
0,50	7,1	22,9	
0,60	8,5	25,2	

Рекомендуется проводить механическую обработку торцевых поверхностей, включая фрезерование и шабрение, чтобы обеспечить гладкость и отсутствие заусенцев. Это позволяет улучшить контакт между свариваемыми кромками и уменьшить вероятность образования дефектов.

Протяжённость дефекта в виде линии стыка в сварном соединении алюминиевого сплава при сварке трением с перемешиванием изменяется в зависимости от времени между фрезерованием кромок и сваркой (рисунок 4.20).

Результаты экспериментов показали, что в течение первых 45–48 часов после фрезерования кромок, когда поверхность ещё не успела значительно окислиться, протяжённость линии стыка минимальна или дефект может отсутствовать вовсе. Это связано с тем, что свежий металл легче поддаётся

пластическому течению и перемешиванию, а оксидная плёнка ещё не успевает образоваться в значимом количестве и приобрести определенную толщину.

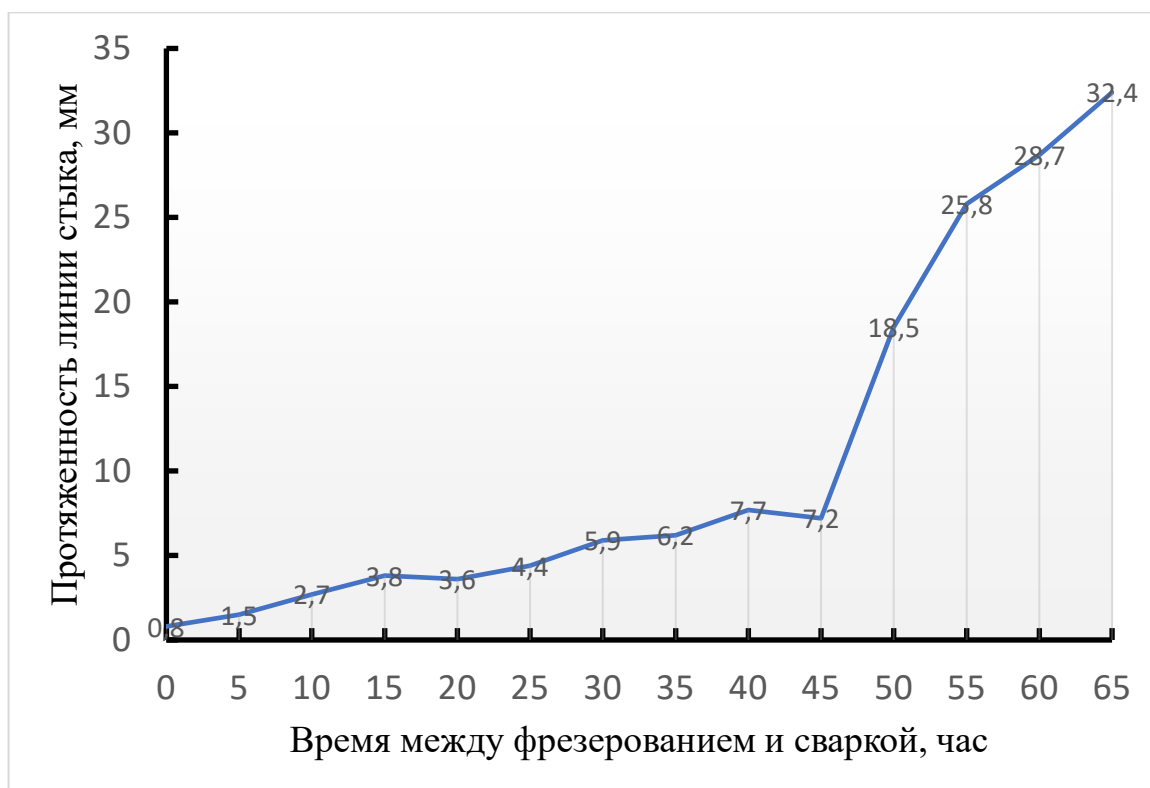


Рисунок 4.20 – Влияние длительности вылеживания заготовок сплава 1565ЧМ между фрезерованием и СТП на суммарную протяженность дефекта в виде линии стыка

При увеличении времени свыше 48 часов между фрезерованием и сваркой на поверхности кромок формируется оксидная плёнка, которая препятствует качественному перемешиванию металла. В результате протяжённость линии стыка увеличивается, так как инструмент не может полностью разрушить оксидный слой и обеспечить монолитное соединение по всей толщине стыка. Это приводит к образованию несплошностей и внутренних дефектов, проявляющихся в виде линии стыка.

Таким образом, для минимизации протяжённости дефекта в виде линии стыка рекомендуется выполнять сварку трением с перемешиванием не позднее чем через 45–48 часов после фрезерования кромок. При превышении этого

интервала требуется повторная подготовка торцевой поверхности свариваемых кромок.

Таким образом, тщательная подготовка торцевой поверхности свариваемых кромок является критически важным этапом, который напрямую влияет на качество сварного соединения и минимизирует риск образования дефектов в виде линии стыка при СТП алюминиевых сплавов.

После фрезерования и вылеживания на воздухе при комнатной температуре на поверхности сплавов системы Al–Mg происходят следующие изменения толщины и химического состава оксидной плёнки.

Сразу после фрезерования толщина оксидной плёнки минимальна, так как свежая металлическая поверхность только начинает контактировать с кислородом воздуха. В этот момент плёнка имеет толщину 2–5 нм и состоит преимущественно из аморфного оксида алюминия (Al_2O_3).

В процессе вылеживания на воздухе (при комнатной температуре) толщина оксидной плёнки постепенно увеличивается. Уже через несколько часов она может достигать 10–15 нанометров, а при длительном хранении (сутки и более) — до 35–52 нанометров. Скорость роста плёнки замедляется по мере увеличения её толщины из-за диффузионных ограничений.

На начальном этапе после фрезерования оксидная плёнка состоит в основном из Al_2O_3 , но с увеличением времени вылеживания и в зависимости от содержания магния в сплаве в плёнке начинают появляться включения оксида магния (MgO). Это особенно характерно для сплавов с повышенным содержанием Mg (2,8–8%), например, 1565ч.

При вылеживании химический состав плёнки становится более сложным: она представляет собой смесь оксидов алюминия и магния, причём соотношение между ними зависит от времени вылеживания, влажности воздуха и концентрации магния в сплаве. В некоторых случаях в плёнке могут присутствовать и другие соединения, например, гидроксиды.

При комнатной температуре рост плёнки идёт медленно, но непрерывно. Если после фрезерования деталь не подвергается дополнительной защите,

оксидная плёнка будет утолщаться и усложняться по составу с каждым часом вылеживания.

С помощью методов рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии и Оже-электронной спектроскопии были определены толщина и химический состав оксидной пленки на сплаве 1565ч после различной длительности вылеживания образцов после фрезерования (таблица 4.5).

Таблица 4.5 – Влияние времени вылеживания после фрезерования на толщину и химический состав оксидной пленки на поверхности свариваемых кромок сплава 1565ч

Показатель	Время вылеживания, час			
	5	40	50	60
Толщина оксидной пленки, нм	12–16	45–57	60–69	65–70
Химический состав оксидной пленки	$\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$	$\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{MgO} + \gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$	$\text{Mg}(\text{OH})_2 + \text{AlOOH} + \alpha\text{-Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{MgO}$	$\text{Mg}(\text{OH})_2 + \text{AlOOH} + \alpha\text{-Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{MgO}$

Таким образом, после фрезерования и вылеживания на воздухе при комнатной температуре толщина оксидной плёнки на сплавах системы Al–Mg (сплав 1565ч) увеличивается от нанометров до десятков нанометров, а химический состав меняется от преимущественно $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ до смеси оксидов алюминия и магния. При длительности вылеживания более 40 часов в структуре пленки наблюдается присутствие гидроксидов алюминия и магния. Это необходимо учитывать при подготовке поверхности к сварке трением с перемешиванием, чтобы избежать образования дефектов.

Выводы к главе 4

1. Наиболее чувствительной механической характеристикой по отношению к суммарной длине $L_{\text{оп}}$ неразрушенной оксидной пленки (линии стыка) является временное сопротивление сварного соединения и металла шва (зоны перемешивания).

2. Установлено, что с увеличением протяженности оксидного включения (линия стыка) в поперечном сечении шва (зона перемешивания) соединения сплава 1565ЧМ толщиной 7 мм от 0 до 12,5 мм значения ограниченного предела выносливости снижаются со 151 МПа до 140 МПа. Это снижение составило примерно 7%.

3. Основные технологические факторы, влияющие на образование дефекта типа линии стыка в шве при сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов, включают:

- усилие прижима инструмента;
- частота вращения инструмента;
- скорость сварки;
- глубина погружения рабочего инструмента;
- подготовка свариваемых кромок;
- точность совмещения оси инструмента с плоскостью стыка;
- параметры сборки соединения под сварку.

4. На основе результатов выполненных экспериментов можно отметить, что для предотвращения образования дефекта типа линии стыка при сварке трением с перемешиванием стыковых соединений листов сплава 1565ЧМ толщиной 5–7 мм необходимо поддерживать параметры режима сварки и контролировать точность сборки деталей под сварку в следующих пределах:

- усилие прижима инструмента в интервале 2,4–3,2 кН;
- частота вращения инструмента 800–1000 об/мин;
- отношение скорости сварки к частоте вращения рабочего инструмента $v_{св}/\omega = 0,15–0,38$;
- глубина погружения стержня (пина) рабочего инструмента 0,8–0,9 толщины основного металла;
- точность совмещения оси инструмента с плоскостью стыка не более 0,3 мм;
- параметры сборки соединения под сварку по величине зазора не более 0,3 мм;

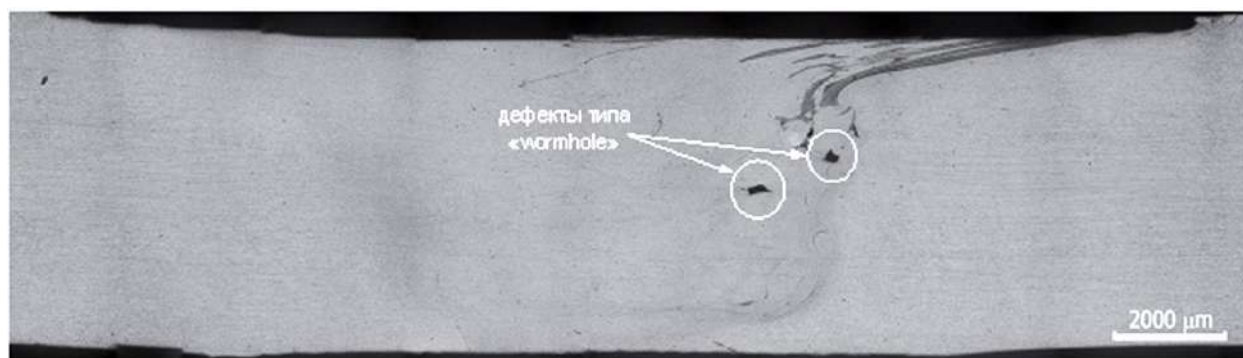
— длительность вылеживания между фрезерованием торцевой поверхности свариваемых кромок и сваркой трением с перемешиванием не более 45–48 часов. При превышении указанного времени требуется повторное фрезерование торцевой поверхности свариваемых кромок.

Глава 5. ПРИЧИНЫ И МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ В ВИДЕ ПРОТЯЖЕННЫХ НЕСПЛАВЛЕНИЙ И ЧЕРВОТОЧИНЫ

5.1. Влияние основных параметров режима сварки трением с перемешиванием на появление дефектов в виде протяженных несплавлений и червоточины

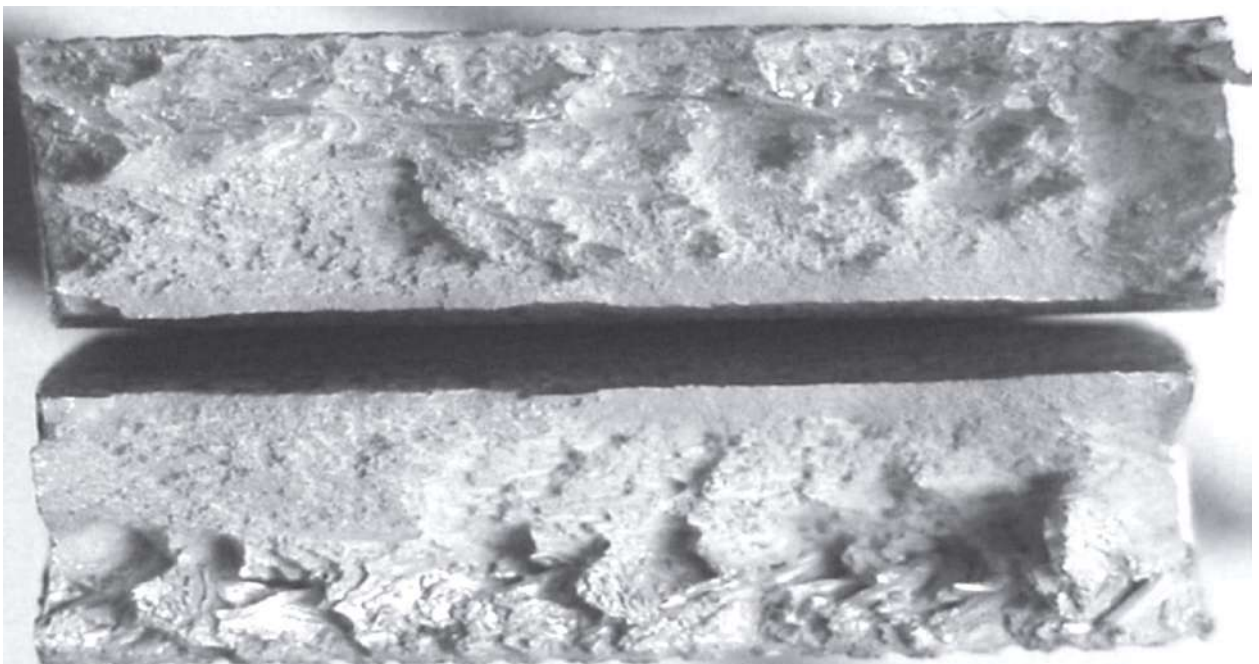
При обработке образцов, сваренных с максимальной частотой вращения инструмента (режимы от 1200 до 1500 об/мин), выявлены дефекты сварки, известные в англоязычной научной литературе как «wormhole» – «червоточина» [167–173]. Этот вид дефекта, являющийся наиболее распространённым при сварке трением с перемешиванием, представляет собой несплошность на стороне набегания рабочего инструмента, и, по-видимому, формируется из-за чрезмерно высокой скорости перемещения инструмента относительно заготовки, при которой металл, увлекаемый инструментом, не успевает заполнить образующееся пространство позади себя.

Наиболее выраженным данный дефект оказался в пластинах большей толщины: у образцов толщиной 5,0 мм дефект «wormhole» расположен близко к поверхности, тогда как у образцов толщиной 8,0 мм она проникла на значительную глубину по сечению (рисунок 5.1), составив соответственно 1670 и 2055 мкм.





б



в

Рисунок 5.1 – Месторасположение дефекта «wormhole» в поперечном сечении образца (а) и поверхности разрушения сварного шва: б – образец толщиной 5,0 мм; в – образец толщиной 8,0 мм

Протяженность дефекта заметно повлияла на показатель прочности сварного соединения, что следует из результатов испытаний образцов, сваренных по режимам с высокой частотой вращения рабочего инструмента. Можно предположить, что при воздействии динамических нагрузок снижение прочности будет более заметным, поскольку в этих условиях дефект будет активно играть роль концентратора напряжений. При снижении скорости

подачи инструмента до 150...180 мм/мин дефект не обнаруживался, что отмечено и в работе [171].

Послойный металлографический анализ показал, что дефект расположен в центре шва справа по ходу движения инструмента на границе с основным материалом. Он представляет собой квазипериодическую пористую структуру с периодом, близким к периоду кольцевой структуры на лицевой стороне шва (рисунок 5.2, *а, б*). Поры ориентированы вдоль линий пластического течения материала и представляют собой микропустоты неправильной формы. По данным фрактографического анализа поверхности разрушения видно, что прилегающий к дефекту материал разрушался хрупко (рисунок 5.2, *в, г*).

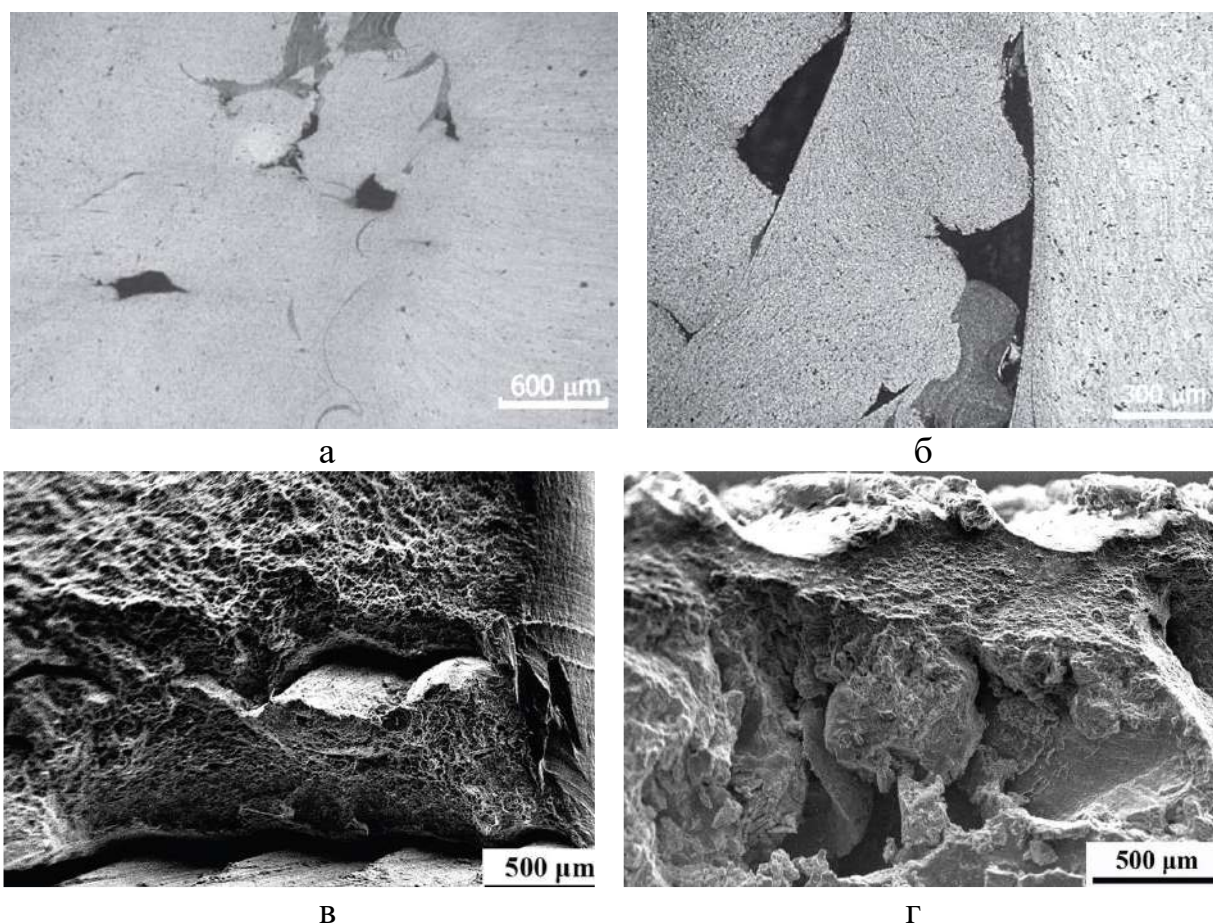


Рисунок 5.2 – Микроструктура дефекта типа «wormhole», полученная методом послойного металлографического анализа:
а – на глубине 1,8 мм; *б* – на глубине 2,5 мм и фрактография поверхности разрушения: *в* – образец, толщиной 5,0 мм; *г* – образец толщиной 8,0 мм

В таблице 5.1 представлены результаты испытаний образцов сплава в исходном состоянии и после сварки, а также рассчитанный коэффициент прочности сварных соединений и выявленный вид дефекта.

Таблица 5.1 – Статическая прочность сварных соединений сплава 1565ЧМ

Вид образца	Временное сопротивление σ_B , МПа	Коэффициент прочности К	Тип дефекта
Толщина листа 5,0 мм			
Основной металл	$351,0 \pm 2,0$	1,0	нет
Сварное соединение	$345,4 \pm 1,2$	0,98	нет
	$319,4 \pm 3,5$	0,91	дефект типа wormhole
	$322,9 \pm 3,8$	0,92	рыхлость
Толщина листа 8,0 мм			
Основной металл	$348,0 \pm 1,6$	1,0	нет
Сварное соединение	$337,6 \pm 2,1$	0,97	нет
	$295,8 \pm 5,6$	0,85	дефект типа wormhole
	$267,8 \pm 7,2$	0,77	рыхлость

Металлографический слойный анализ выявил, что дефект находится в сердцевине шва, справа от направления движения инструмента, на стыке с основным материалом. Он представляет собой квазипериодическую пористую структуру с периодом, схожим с периодом кольцевой структуры на лицевой стороне шва. Поры ориентированы вдоль линий пластического течения материала и имеют форму микроскопических полостей неправильной геометрии.

На рисунке 5.3 показана морфология дефекта типа «червоточина» (заглаженный непровар). Согласно данным, на ряде участков данный дефект выходит на поверхность лицевой стороны сварного шва (см. рисунок 5.4, а). Проведенные испытания на растяжение выявили, что прочность соединения с таким дефектом составляет примерно 80–85 % от прочности основного металла. Снижение несущей способности обусловлено формированием макротрещины, ориентированной перпендикулярно оси растяжения, которая

возникает перед разрушением на лицевой стороне шва в зоне дефекта. При этом сам дефект обладает крупными габаритами и демонстрирует значительные колебания размеров вдоль линии шва. Вследствие этого прочность сварного соединения в высокой степени определяется точкой вырезки испытательного образца из шва.

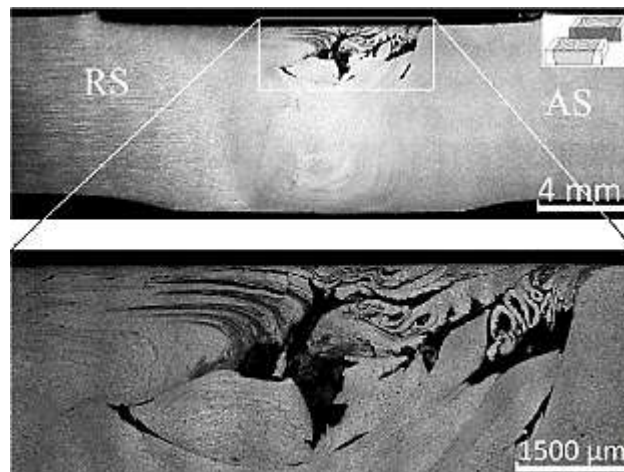


Рисунок 5.3 – Дефект в виде червоточины (заглаженного непровара) на поперечном сечении сварного шва и увеличенное изображение его морфологии (AS – наступающая, RS – отступающая стороны шва)

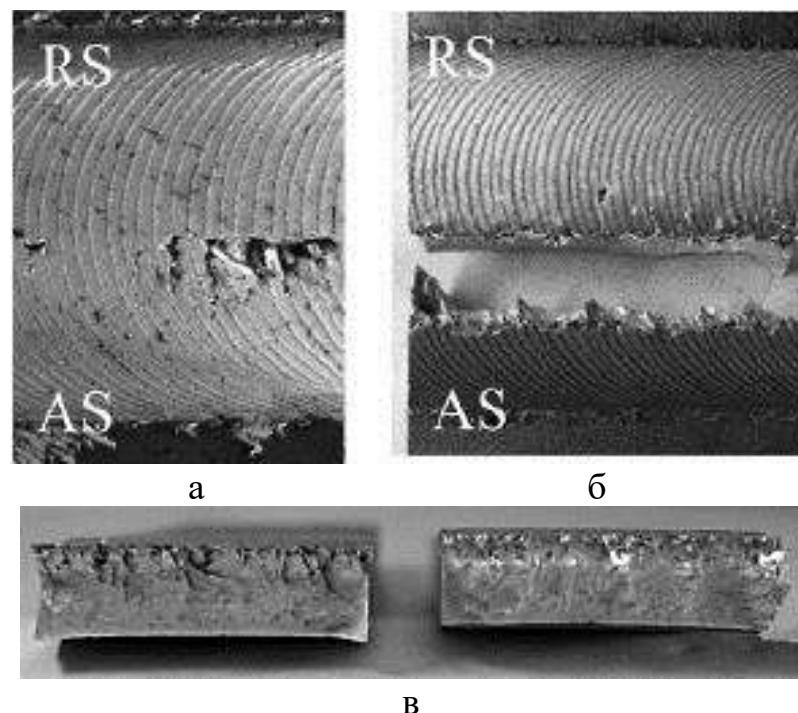


Рисунок 5.4 – Выход дефекта в виде червоточины (заглаженного непровара) на поверхность шва (а), лицевая сторона после испытания на растяжение (б) и поверхности разрушения (в) образца

Типичный вид образца, содержащего дефект в виде червотчины (заглаженного заплечиком инструмента непровара по лицевой стороне), после испытания на растяжение приведен на рисунке 5.4, б–в. В данном случае образец разрушился по дефекту, проходящему по наступающей стороне шва. По фотографиям поверхности разрушения хорошо видно, что дефект находится непосредственно под лицевой стороной сварного шва и имеет развитую внутреннюю поверхность с внутренними полостями размером порядка 1 мм.

На рисунке 5.5 представлены термограмма (рисунок 5.5, а), УЗК-скан в поперечном (рисунок 5, б) направлении сварного шва. Отдельные крупные красные участки в центре шва на термограмме соответствуют разрывной красной полосе на УЗК-скане в продольном разрезе. В поперечном сечении УЗК-скана также чётко заметны зоны дефектов, локализованные рядом с лицевой стороной шва.

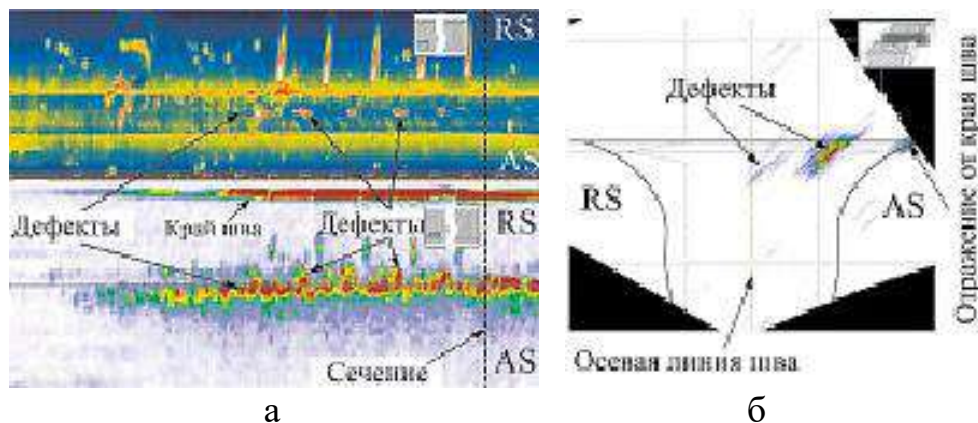


Рисунок 5.5 – Термограмма (а) и УЗК-скан (б) в продольном направлении шва

Сопоставление данных, полученных термографией и ультразвуковым контролем, с результатами рентгенографии (см. рисунок 5.6) показывает полное совпадение в локализации дефектов, что дополнительно подтверждается анализом поперечного шлифа образца. Возникновение на термограмме сплошной красной полосы, как правило, соответствует участку

выхода дефекта на лицевую сторону шва, что также подтверждается данными визуально-измерительного контроля.

На рисунке 5.6 приведено радиографическое позитивное изображение участка сварного шва с дефектом в виде червотчины (заглаженного непровара) в месте его выхода на поверхность.

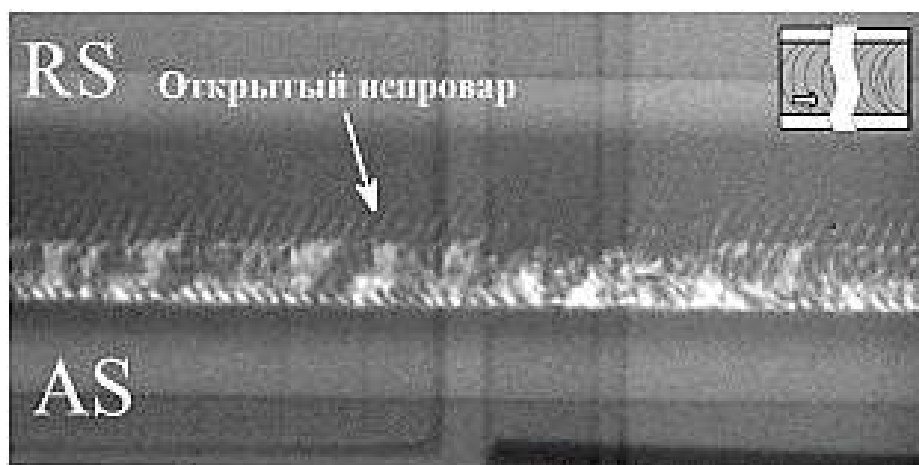


Рисунок 5.6 – Радиографическое позитивное изображение участка сварного шва с дефектом в виде червотчины (заглаженного непровара) в месте его выхода на поверхность

Из имеющихся данных следует, что дефект в виде червотчины (заглаженного непровара) представляет собой серьёзную угрозу, так как значительно ослабляет прочность сварного шва и зачастую не выявляется при визуальном осмотре готового изделия. Применение различных методов неразрушающего контроля позволило получить полную информацию о подобном дефекте – как в зонах выхода непровара на наружную поверхность соединения, так и в участках, закрытых заплечиком инструмента, где он не определяется визуально. Таким образом, рекомендуется использовать описанные методы неразрушающего контроля для более глубокой проверки сварных соединений, выполненных методом сварки трением с перемешиванием.

Наличие подобного дефекта сказывается не только на уменьшении прочности при статическом растяжении сварного соединения, но и может

привести к снижению усталостной прочности, поскольку указанный поверхностный дефект в данных условиях выступает концентратором напряжений, способствуя образованию усталостной трещины в зоне шва [174].

Извилистая форма и острые кромки «червоточины» создают локальные зоны концентрации напряжений. При циклическом нагружении именно в этих местах инициируются усталостные трещины. Коэффициент интенсивности напряжений в вершине «червоточины» значительно выше, чем в случае гладкого сварного шва или при наличии мелких пор.

Наличие протяжённого дефекта уменьшает площадь поперечного сечения, воспринимающего нагрузку, что приводит к увеличению средних напряжений в оставшемся материале.

В процессе циклического нагружения трещина, зародившаяся на границе или внутри «червоточины», распространяется по пути наименьшего сопротивления, часто вдоль границы дефекта. Из-за сложной геометрии «червоточины» трещина может менять направление, что способствует её ускоренному росту и снижению долговечности соединения.

Исследования показывают, что наличие «червоточин» может снижать предел выносливости сварных соединений алюминиевых сплавов на 22–45% по сравнению с бездефектными швами (рисунок 5.7).

Дефект типа «червоточина» оказывает крайне негативное влияние на усталостную прочность сварных соединений алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием. Его наличие приводит к резкому снижению долговечности конструкции за счёт концентрации напряжений, уменьшения эффективного сечения и ускорения роста усталостных трещин. Для обеспечения высокой надёжности сварных конструкций необходимо строгое соблюдение технологических режимов и проведение тщательного контроля качества сварных швов.

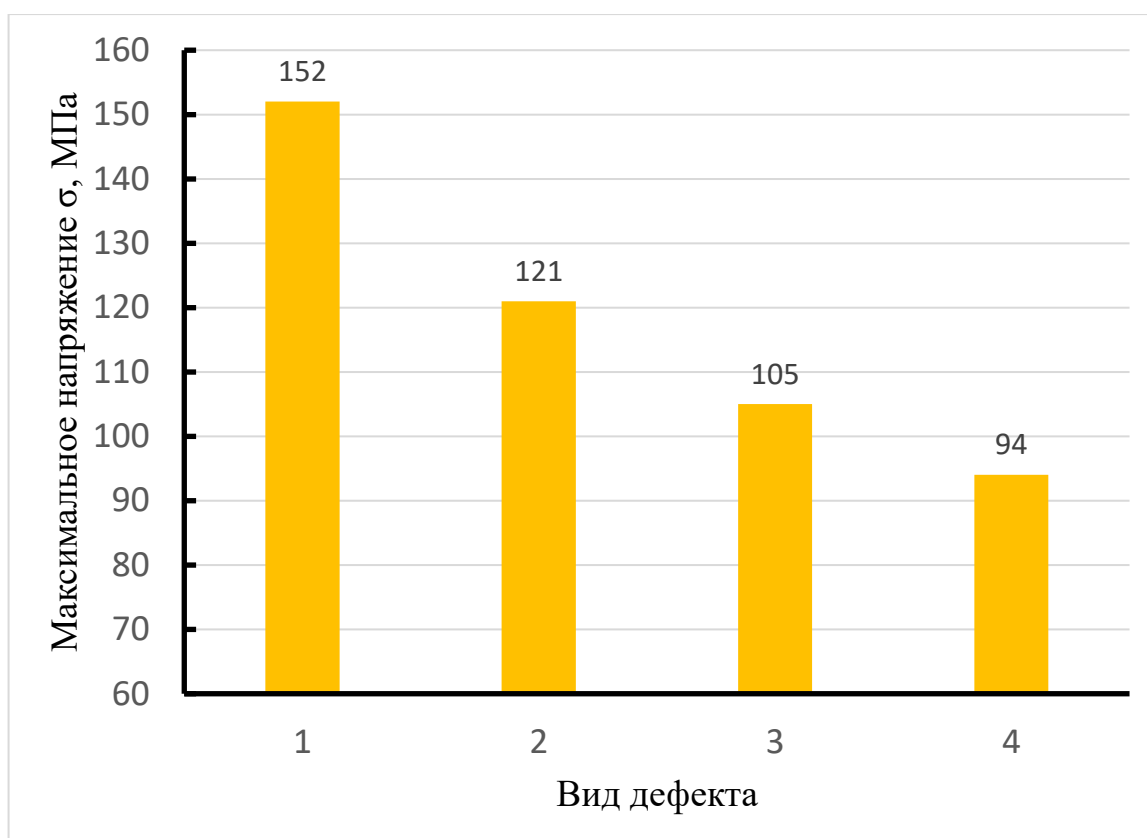


Рисунок 5.7 – Зависимость ограниченного предела выносливости сварных соединений листов сплава 1565ЧМ от вида дефекта в шве:

1 – без дефекта; 2 – рыхлость; 3 – червоточина; 4 – сочетание рыхлости и червоточины

5.2. Механизм формирования дефекта в виде червоточины

Механизм возникновения дефектов в виде червоточины (типа «wormhole») может быть описан следующим образом. Рассмотрим процесс схватывания соединяемых материалов при СТП. Как видно на рисунке 5.8, в точке А, находящейся примерно на центральной оси наконечника, с начальной стадии формируется тонкая полоса материала, которая начинает вращаться вместе с наконечником. Область, соответствующая вращающемуся материалу, на рисунке ограничена синей кривой. Объём вращающейся массы постепенно растёт по мере продвижения за вращающимся наконечником.

На точке Б, согласно рисунку 5.8, поток материала расходится в двух направлениях. Одна его доля вращается совместно с наконечником; данная зона, обозначенная на рисунке 5.8 белой кривой, достигает точки В, при этом

ширина этого потока сохраняется практически неизменной. Вторая доля материала первоначально движется по касательной к окружности, а затем, достигнув уровня центральной оси наконечника, плавно изгибается в сторону прямой, параллельной вектору перемещения инструмента. Область, соответствующая этому материалу, на рисунке 5.8 выделена красной кривой.

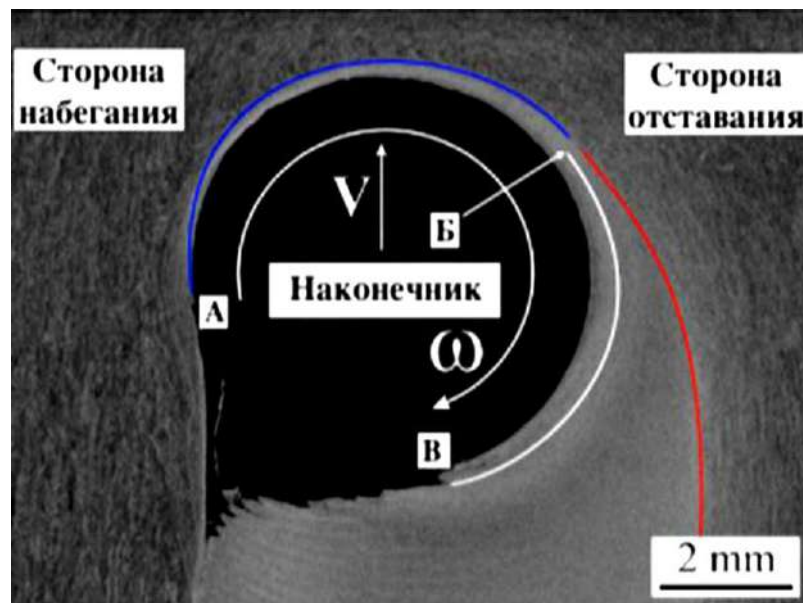


Рисунок 5.8 – Продольное в плоскости листа сечение шва СТП со сломанным наконечником инструмента, оставшимся в материале

При более детальной оценке зоны позади наконечника можно определить фронт движения материала (см. рисунок 5.9), а также выявить участки слияния полос сдвига между собой.

На рисунке 5.9 сплошной белой линией отмечен фронт течения материала, а пунктирной – условный фронт течения материала после очередного оборота инструмента. Величина λ характеризует смещение инструмента за один оборот вдоль направления сварки и определяется как отношение скорости сварки к частоте вращения инструмента.

Фронт течения материала приближается к границе, оставшейся за наконечником со стороны набегания, которая на рисунке 5.9 обозначена синей линией. В момент касания этой границы фронтом течения происходит частичное или полное схватывание материала. Области, где процесс

схватывания ещё не завершился, выделены белыми окружностями. Одновременно с этим полосы сдвига, вращающиеся вместе с наконечником, должны сцепляться друг с другом для обеспечения качественного соединения. На рисунке 5.9 красными линиями показаны зоны сцепления между линиями сдвига, где сформирована новая граница без заметных дефектов.

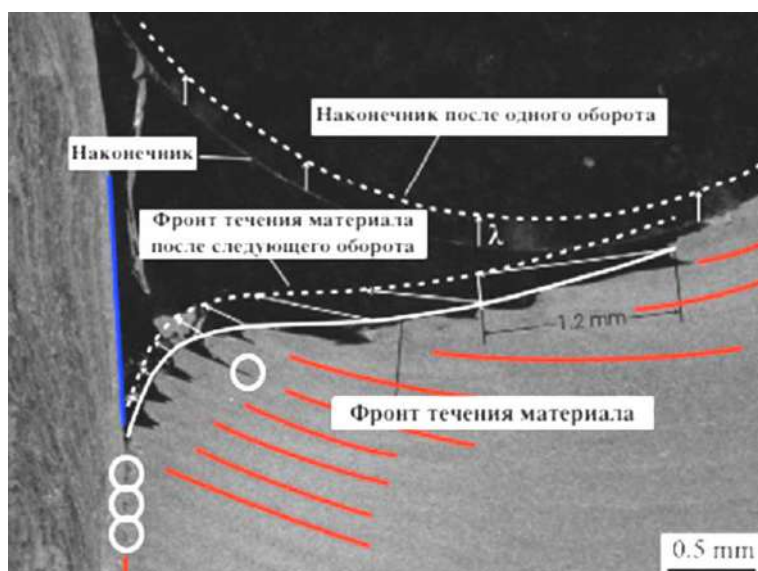


Рисунок 5.9 – Фронт течения пластифицированного материала при СТП за рабочим инструментом

Таким образом, проанализировав течение материала в горизонтальной плоскости, можно отметить следующее:

- 1) материал перемещается вокруг наконечника на величину почти полного оборота, толщина полосы сдвига материала сначала увеличивается, а потом практически не изменяется;
- 2) после прохождения половины оборота наконечника направление течения материала разветвляется, одна часть материала продолжает вращаться с наконечником (полоса сдвига), вторая часть материала сначала двигается по касательной к окружности, а затем, на уровне центральной оси наконечника постепенно загибается к прямой, параллельной направлению движения инструмента;

3) за наконечником со стороны набегания образуется полость, которая движется за наконечником со скоростью сварки и впоследствии заполняется материалом;

4) скорость перемещения материала вокруг наконечника сначала примерно равна скорости вращения инструмента, в этом случае реализуется процесс прилипания материала к наконечнику, по мере перемещения за наконечник скорость вращения материала снижается, в этом случае преобладают процессы скольжения; можно предположить, что существенное снижение скорости происходит после оборота на 180° инструмента от точки А (рисунок 5.8).

При определённом соотношении частоты вращения инструмента и скорости сварки возможно появление тоннельного дефекта (рис. 5.10). Как отмечалось ранее, при несоответствии параметров режима — таких как скорость сварки, частота вращения инструмента и др. — недостаточная температура нагрева приводит к слабому перемешиванию пластичного материала, что вызывает образование дефектов в виде червоточины (туннеля).

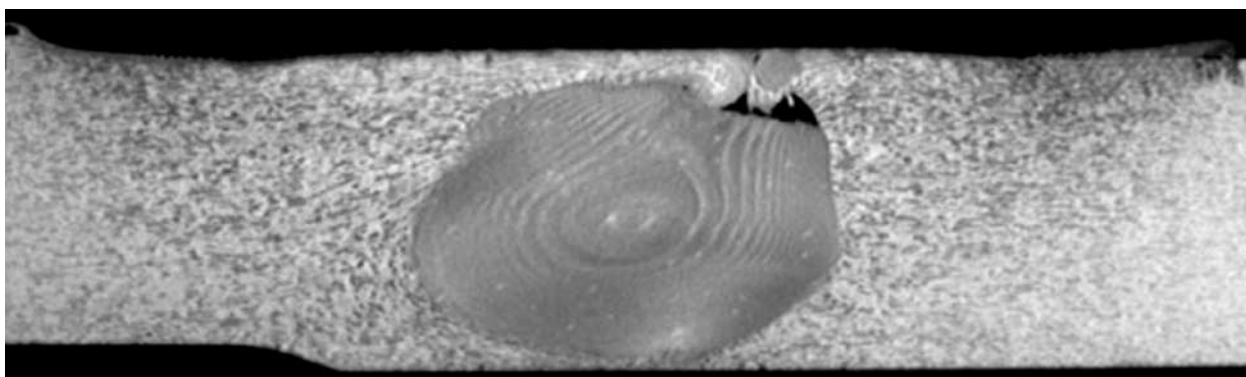


Рисунок 5.10 – Тоннельный дефект (червоточина) в сварном соединении листов сплава 5083

По мере продвижения инструмента по шву пластичный материал, окружающий стержень (штифт), последовательно перемещается слоями. Ширина зоны пластифицированного материала вокруг штифта и объём переносимого при каждом обороте вещества задают предел потока материала

от отступающей стороны к движущейся, внутрь образующейся полости. Полость формируется непосредственно за штифтом инструмента из-за объёма самого погружённого стержня.

Для обеспечения высокого уровня теплового баланса при сварке трением возможно снижение скорости процесса, что ведёт к повышению температуры нагрева и увеличению объёма пластифицированного металла с высокой текучестью.

Экспериментальные данные указывают на то, что зона, подверженная образованию дефектов туннельного типа, расширяется с ростом частоты вращения инструмента [175].

Увеличение диаметра заплечика приводит к значительному росту поступающего тепла в зону сварки, что напрямую способствует улучшению течения материала в полость за штифтом. Следовательно, для минимизации дефектов туннельного типа требуется соблюдение оптимальных тепловых режимов и интенсивных потоков пластифицированного металла. Таким образом, применение инструмента с относительно крупным заплечиком позволяет снизить вероятность появления несплошностей в сварном соединении.

5.3. Подварка дефектов в виде червоточины сваркой трением с перемешиванием

Метод устранения дефектов соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием, в значительной мере зависит от свойств алюминиевого сплава, из которого изготовлены детали. Если сплав относится к тем, что не поддаются сварке плавлением (например, Д16, Д19, АК4-1), устранение дефекта возможно лишь путём повторного прохождения рабочего инструмента СТП. В принципе такой же метод устранения может быть применен и для устаревания дефекта в виде червоточины в швах алюминиевых сплавов, относящихся к свариваемым в условиях сварки плавлением.

Если общая длина участков с дефектами превышает 25–30% от общей длины шва, обычно проводят полную повторную сварку шва. Для обеспечения полного устранения дефектов типа червоточины при подварке на всю длину рекомендуется применять инструмент, аналогичный рабочему по профилю, но с увеличенными габаритами заплечика и стержня примерно на 20–25% (рисунок 5.11). [176]

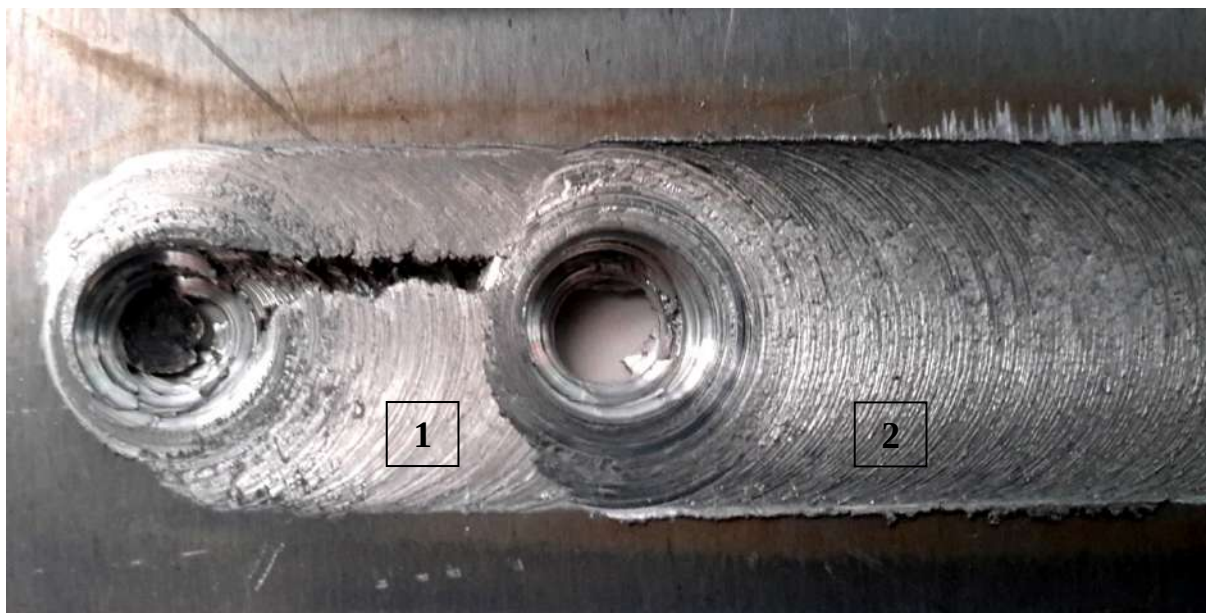


Рисунок 5.11 – Подварка вторым проходом дефектов типа несплавления, дефект типа wormhole и несплавления в корневой части шва:
1 – исходный шов с несплавлением; 2 – подварочный шов (второй проход СТП)

Одним из важных условий выполнения второго подварочного прохода является сохранение неизменными значения основных параметров режима сварки – частоты вращения рабочего инструмента и скорости сварки при увеличенных геометрических размерах рабочего инструмента.

Были проведены исследования влияния повторных проходов на величину среднего размера зерна в зоне перемешивания. В исследовании многопроходная фрикционная перемешивающая обработка выполнялась путем последовательных проходов инструмента вдоль ранее выполненного шва в соответствии со схемой, показанной на рисунке 5.12.

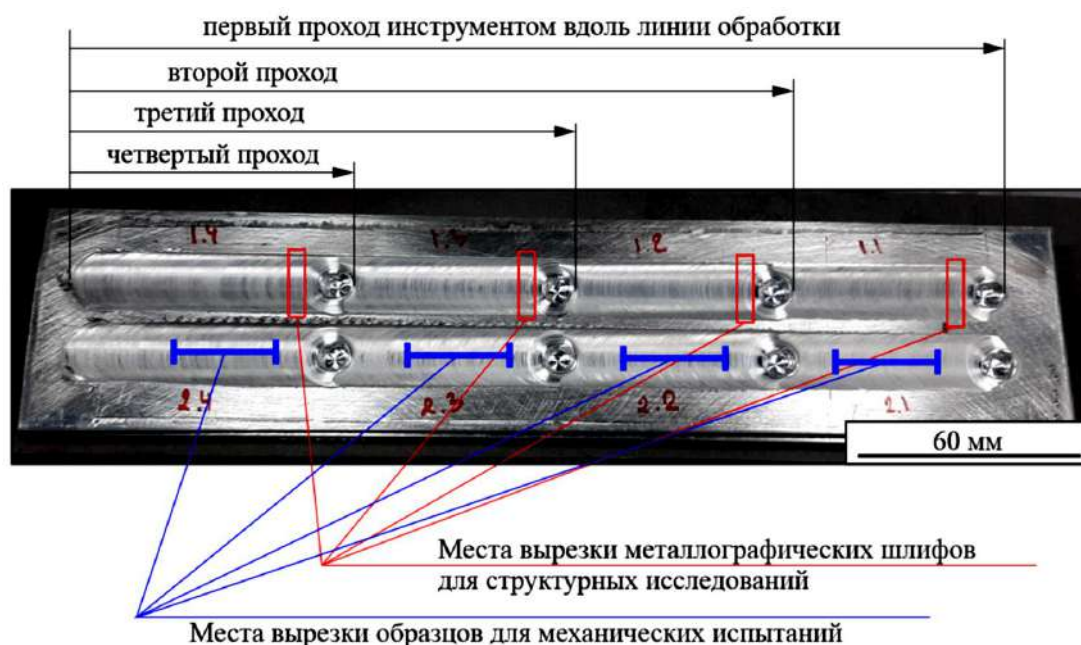


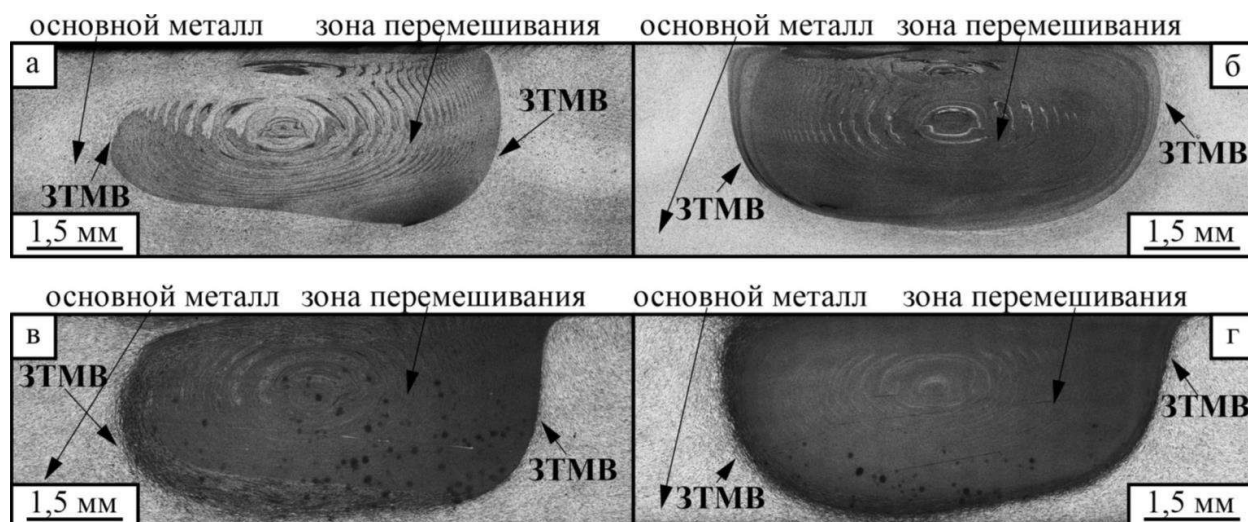
Рисунок 5.12 – Схема технологического цикла многопроходной фрикционной подварки дефекта типа червоточины

Технология подварки предусматривала такой режим обработки, при котором каждый следующий проход инструмента вдоль линии шва частично перекрывал зону предыдущего. Это позволило провести анализ микроструктуры и свойств материала в зоне перемешивания после выполнения одного, двух, трех и четырех проходов.

Подварка трением с перемешиванием швов деформируемых нетермоупрочняемых сплавов системы Al–Mg (AMг5, 1565чМ) сопровождается образованием зоны перемешивания, которая незначительно изменяется в зависимости от числа проходов (рисунок 5.13). На макроуровне отмечается умеренное расширение области перемешивания.

Для рассматриваемых сплавов свойственно изменение средней величины зерна в ходе серии последовательных деформаций: после первого прохода она составляет 4,5–6,3 мкм, а к четвертому этапу снижается до 1,6–2,7 мкм.

На рисунке 5.14 приведены EBSD-снимки зоны перемешивания сварного шва сплава 1565чМ после нескольких проходов рабочего инструмента вдоль шва, выполненного СТП.



Рисунке 5.13 – Структура зон обработки сплавов АМг5 (а, б) и 1565чМ (в, г) после осуществления одного (а, в) и четырех (б, г) проходов инструмента в направлении линии шва

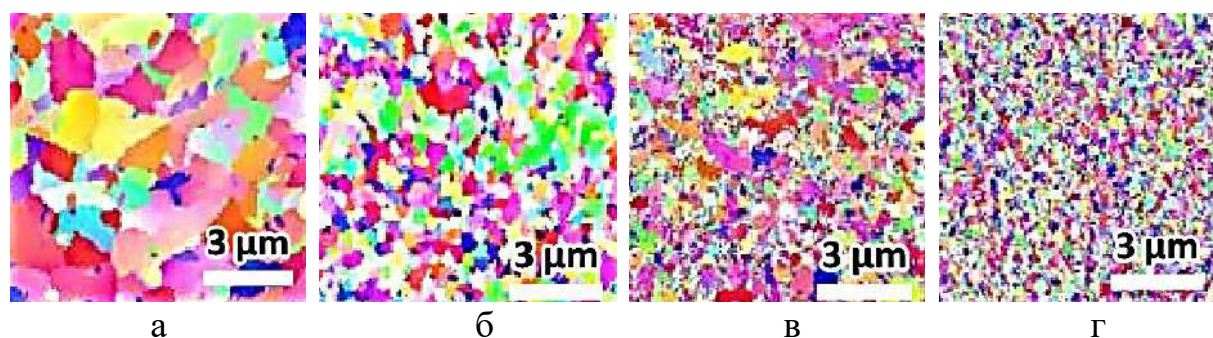


Рисунок 5.14 – EBSD-изображения зоны перемешивания сварного шва сплава 1565чМ после одного (а), двух (б), трех (в) и четырех (г) проходов

На рисунке 5.15 представлена зависимость среднего размера зерна в зоне перемешивания сплава 1565чМ после сварки и нескольких подварочных проходов.

Основные изменения в структуре обусловлены, в основном, уточнением границы между зоной термомеханического воздействия и зоной перемешивания, а также незначительным расширением последней. Повышение микротвёрдости материала носит незначительный характер – совокупное увеличение микротвёрдости сплава 1565чМ за четыре прохода инструмента составляет не более 10–12% по сравнению с исходным значением.

В среднем за один проход увеличение микротвердости зоны перемешивания составляет до 2,5–3%. Изменения особенностей пластической деформации алюминиево-магниевых сплавов после фрикционной перемешивающей обработки не происходит, испытания на растяжение проявляют действие эффекта прерывистой текучести вне зависимости от количества проходов инструментом.

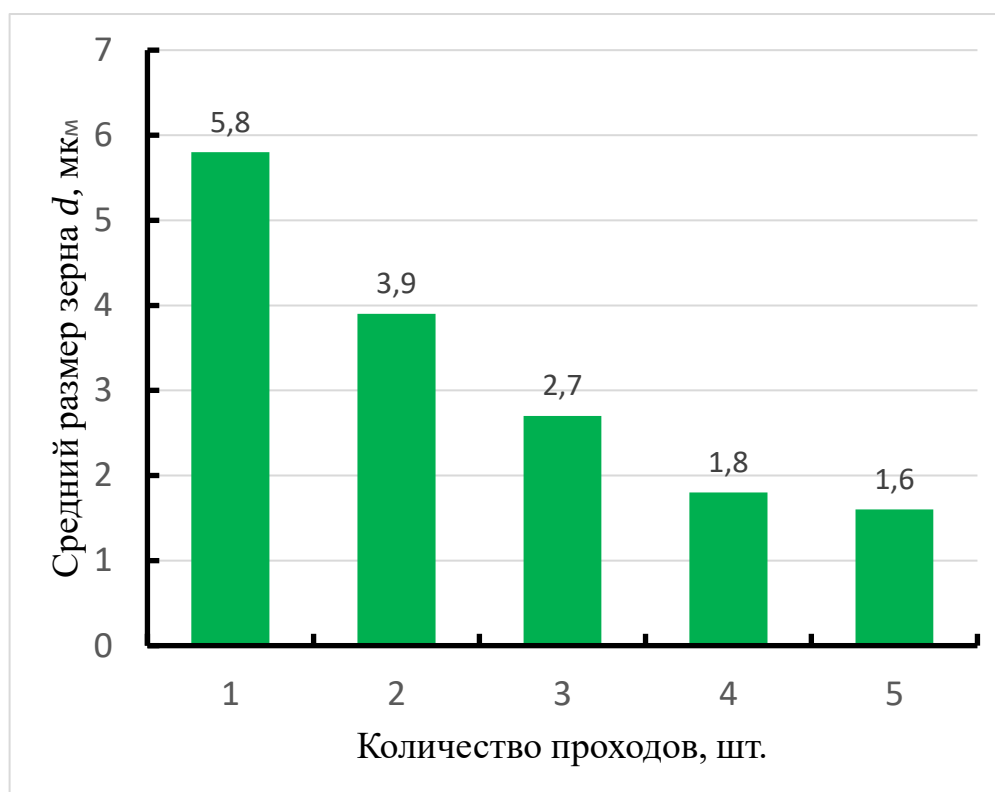


Рисунок 5.15 – Влияние количества проходов при подварках дефектов в виде червоточины в шве сплава 1565чМ на средний размер зерна в зоне перемешивания

У образцов сплава АМг5 и 1565чМ наблюдается заметное повышение предела текучести, составляющее в среднем 225 МПа (АМг5) и 250 МПа (1565чМ). Предел прочности возрастает до 386 МПа (АМг5) и до 395 МПа (1565чМ).

Непосредственно после сварки трением с перемешиванием наибольшая доля зерен (52,4%) приходится на зерна с размером в диапазоне 4,6–5,2 мкм.

После второго прохода СТП картина распределения зерен в металле шва по размерам в общем сохраняется (таблица 5.2).

Таблица 5.2 – Распределение зерен по размерам в структуре зоны перемешивания шва сплава 1565чМ толщиной 5 мм

Образец	Доля, %		
	Размер зерен, мкм		
	1,5–4,5	4,6–7,5	7,6–10,5
Металл шва после сварки	43,7	62,4	2,9
Металл шва после 1 подварки СТП	76,5	17,4	4,1

В таблице 5.3 приведены результаты механических испытаний сварных соединений сплава 1565чМ с дефектами типа червоточины и рыхлоты до и после выполнения подварки повторными проходами СТП.

Таблица 5.3 – Влияние подварок на механические свойства соединений СТП листов из сплава 1565чМ

Характеристика	Соединение с дефектом в виде червоточины	1 подварка СТП	2 подварки СТП	3 подварки СТП	4 подварки СТП
Толщина 5 мм					
Временное сопротивление σ_B , МПа	319,4	345,4	344,7	348,9	346,2
Коэффициент прочности	0,91	0,98	0,98	0,99	0,98
Толщина 8 мм					
Временное сопротивление σ_B , МПа	295,8	337,6	334,1	341,2	336,5
Коэффициент прочности	0,85	0,97	0,96	0,98	0,97

Из анализа таблицы 5.3 следует, что применение подварки СТП дефекта в виде червоточины позволяет повысить временное сопротивление до уровня сварного соединения сплава 1565чМ без дефектов. Важно, что увеличение

числа подварок СТП не сказывается на уровне прочности сварного соединения в целом.

Следует упомянуть, что при наличии дефекта в виде червоточины или рыхлоты разрушение сварного соединения при испытании на растяжение происходит по зоне перемешивания т.е. там, где располагается дефект. После выполнения подварок СТП разрушение сварного соединения смещается на границу между зоной термомеханического воздействия и термического влияния.

5.4. Подварка дефектов небольшой протяженности

Наряду с протяженным несплавлениями, о которых говорилось выше, в швах алюминиевых сплавов при сварке трением с перемешиванием могут образовываться локальные несплавления, протяженность которых, как правило, варьируется от 20 до 60 мм (рисунок 5.16).

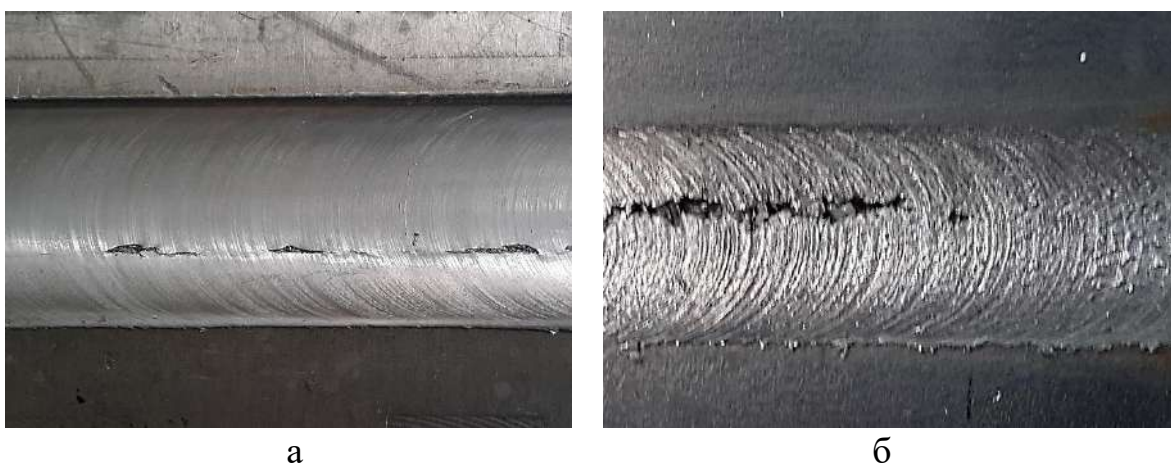


Рисунок 5.16 – Непротяженные несплавления в сварных швах алюминиевых сплавов при сварке трением с перемешиванием

Одной из причин образования локальных (непротяженных) несплавлений может быть недостаточная температура в зоне перемешивания. Если параметры процесса (частота вращения инструмента, скорость сварки, давление на инструмент) подобраны некорректно, температура в зоне перемешивания может оказаться ниже необходимого уровня. В этом случае

материал не достигает состояния сверхпластичности, и перемешивание происходит не полностью. В результате формируются локальные зоны с недостаточным сцеплением между основным металлом и перемешанным материалом – непротяжённые несплавления.

Геометрия инструмента (форма штифта, наличие или отсутствие резьбы, угол наклона штифта) напрямую влияет на эффективность перемешивания и распределение температуры. Износ инструмента (особенно штифта) приводит к снижению давления и ухудшению перемешивания, что способствует образованию несплавлений.

Алюминиевые сплавы склонны к быстрому образованию прочных оксидных плёнок, которые обладают высокой температурой плавления и плохо смачиваются расплавом (в случае СТП – пластифицированным металлом). Если инструмент не обеспечивает достаточного разрушения и перемешивания оксидной плёнки, в шве могут возникать локальные несплавления.

Неравномерность подачи материала и недостаточное давление рабочего инструмента на поверхность свариваемых заготовок в процессе сварки могут вызывать образование локальных зон с недостаточным объёмом пластифицированного материала (например, из-за неравномерного износа инструмента или неправильной настройки прижимного усилия). В таких зонах перемешивание происходит не полностью, что приводит к образованию непротяжённых несплавлений.

Формированию локальных несплавлений также способствуют неравномерность толщины свариваемых заготовок и наличие локальных зазоров между свариваемыми кромками по величине больше 0,1–0,3 мм.

Если изделий изготовлено из алюминиевого сплава, пригодного для сварки плавлением (например, АМг5, 1565ч, 1201, 1913 и др.), устранение дефекта можно выполнить двумя способами: путем подварки вторым проходом СТП или с использованием ручной аргонодуговой сварки с присадочным материалом. При этом второй метод является более

рациональным для локального устранения незначительных по длине дефектов.

Поэтому актуальным является оценка влияния подварки аргонодуговой сваркой на временное сопротивление сварного соединения, временное сопротивление металла шва и угол изгиба. В таблице 5.4 представлены результаты механических испытаний соединений листов сплава 1565чМ после СТП, АрДС и в сочетании СТП + подварка АрДС.

Из таблицы 5.4 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.

На поверхности шва, выполненного аргонодуговой сваркой, отмечается большое количество фрагментов оксидной пленки (рисунок 5.17). 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 1565ч, АМг6, 1901, по возможности следует осуществлять подготовку поверхности свариваемых заготовок по технологии, рекомендуемой для соединений, выполняемых сваркой плавлением.

Таблица 5.4 – Механические свойства сварных соединений листов из сплава 1565чМ толщиной 10 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.

В таблице 5.5 приведены результаты механических испытаний соединений СТП, которые подвергались подварке ручной аргонодуговой сваркой с присадочной проволокой СВАМг63.

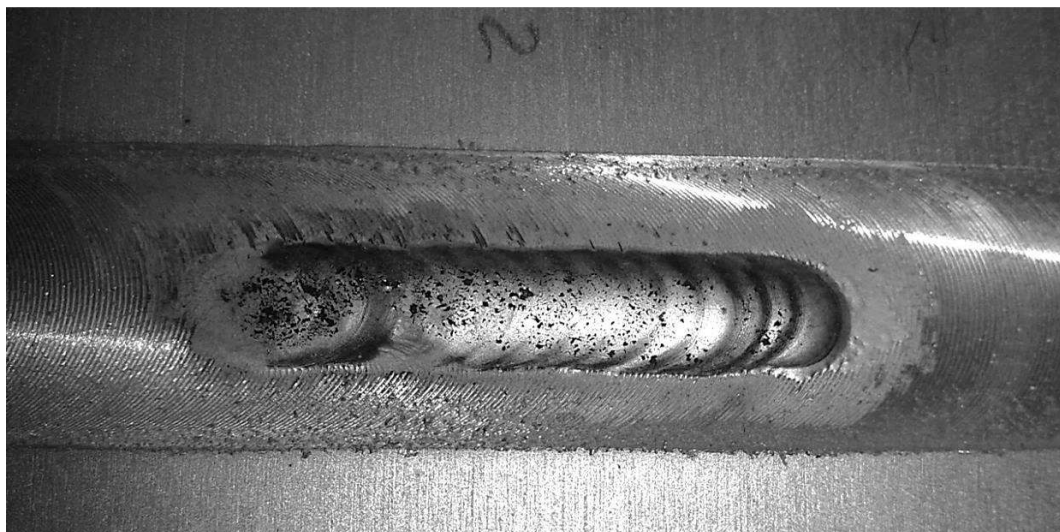


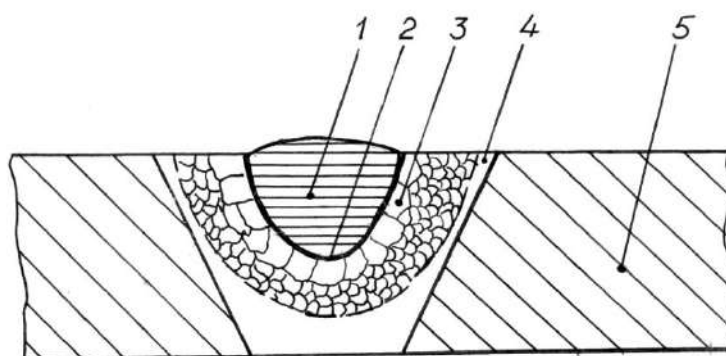
Рисунок 5.17 – Аргонодуговая подварка непротяженного несплавления в шве сплава 1565чМ, полученного сваркой трением с перемешиванием

Таблица 5.5 – Влияние подварок ручной аргонодуговой сваркой соединений СТП сплава 1565чМ на их механические свойства

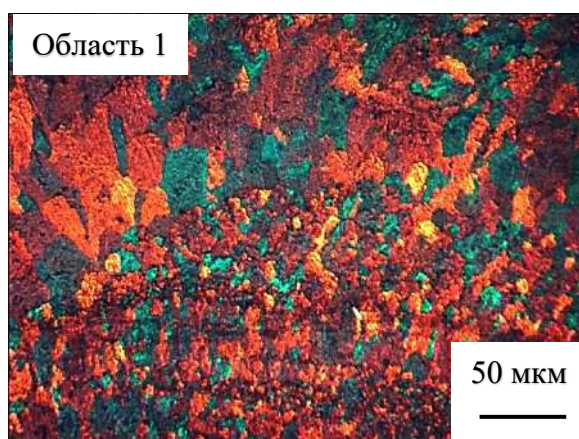
Количество подварок	σ_B , МПа	$\sigma_B^{\text{шва}}$, МПа	α , град.
Сварное соединение СТП	352	375	180
Сварное соединение АрДС	345	316	170
Сварное соединение СТП + 1 подварка АрДС	334	319	167
Сварное соединение СТП + 2 подварки АрДС	322	310	155
Сварное соединение СТП + 3 подварки АрДС	311	300	135
Примечание: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

Анализ полученных данных показывает, что подварки дефектов соединений СТП аргонодуговой сваркой вызывают снижение показателей механических свойств соединений. Сопоставление данных таблицы 5.4 с данными таблицы 5.5 позволяет заключить, что темп снижения прочностных и пластических свойств соединений при выполнении подварки сваркой плавлением существенно выше, чем при подварке повторным проходом СТП.

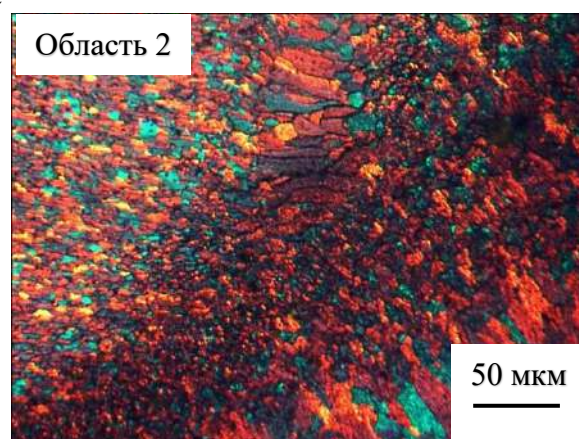
Металлографический анализ показал, что причиной этого может быть изменение структуры металла шва СТП под влиянием дугового нагрева. На рисунке 5.18 приведена схема макроструктуры соединения СТП после подварки ручной аргонодуговой сваркой.



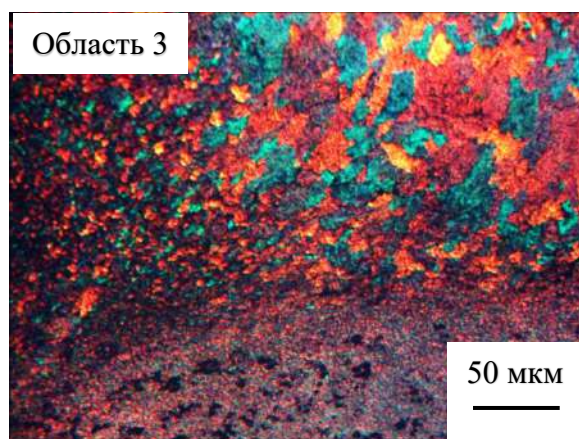
а



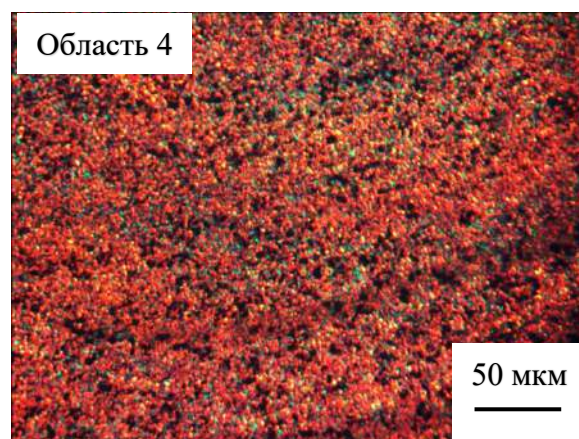
а



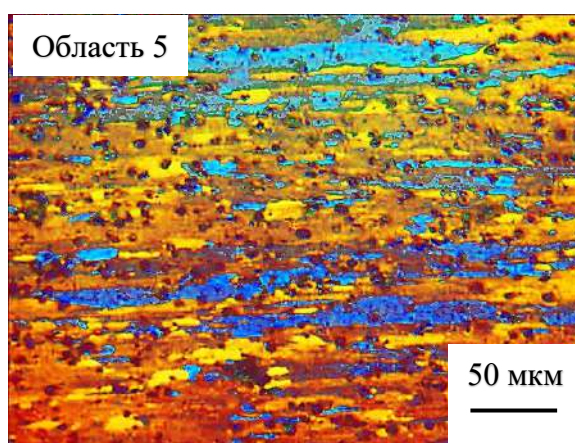
б



в



г



д

Рисунок 5.18 – Схема расположения структурных зон (а) в соединении СТП сплава 1565чМ и микроструктура этих зон: литая структура подварочного шва (б), зона сплавления шва АрДЭС и СТП (в), зона термического влияния (г) подварочного шва на структуру шва СТП, микроструктура шва СТП (д) и микроструктура основного металла (е) (x200)

В структуре шва в зоне выполнения подварки наблюдаются зона литого металла подварочного шва (рисунок 5.18, а). Границей литой зоны является изотерма плавления сплава 1565чМ, где наблюдается переход от структуры литого металла к деформированному (рисунок 5.18, б).

В зоне термического влияния подварочного шва на структуру шва СТП (зона 3) наблюдается постепенный переход от крупного зерна к структуре шва СТП, характеризующейся ультрамелким зерном порядка 4,6–7,5 мкм (зоны 3 и 4) (рисунок 10, в, г). Участок зоны 3, в которой происходит собирательная рекристаллизация, ограничивается изотермами солидуса сплава 1565чМ и изотермой, соответствующей 500 °С. Ниже этой изотермы рекристаллизация тормозится и сохраняется структура шва СТП.

Вне пределов шва СТП располагается зона основного металла (рисунок 5.18, е) с вытянутыми в направлении деформации зернами.

Таким образом, чем сильнее изменения в структуре шва СТП при подварке аргодуговой сваркой, тем ближе будут механические свойства соединения к значениям свойств соединения, полученного сваркой плавлением с наложением подварок.

5.5. Практическое использование результатов исследований

Практическое использование результатов диссертационной работы было сфокусировано на применении технологических рекомендаций по обеспечению получения бездефектных сварных соединений при сварке трением с перемешиванием конструкций из алюминиевых сплавов.

Применение на производстве технологии СТП дало возможность сваривать крупногабаритные заготовки из стандартного алюминиевого листа шириной 1500 мм, что требует меньших трудозатрат. При этом механические характеристики сварного шва полностью соответствуют свойствам основного металла. Это имеет ключевое значение для последующего изготовления корпусных элементов, таких как днища цистерн, методом раскатки. На рисунке 5.19 продемонстрированы детали, созданные с использованием данной технологии.



а



б

Рисунок 5.19 – Корпусные детали автоцистерны, изготовленные из крупногабаритных заготовок

Анализ эффективности внедрения технологии СТП позволил установить, что наибольший экономический результат достигается при

использовании крупногабаритных панелей из стандартного алюминиевого листа. Это существенно снижает трудозатраты на сборку тяжелых конструкций, к числу которых относятся автомобильные полуприцепы. В качестве иллюстративного примера на рисунке 5.20 показана конструкция полуприцепа-цементовоза, выполненная из сплавов марки АМг5 и 1565чМ.



Рисунок 5.20 – Конструкция алюминиевого полуприцепа – цементовоза

Метод СТП органично интегрировался в актуальное приборостроение. Изделия силовой электроники нынешнего поколения отличаются высокой степенью сложности, так как должны обеспечивать коммутацию мощных токов и эффективный отвод большого количества тепла. В их конструкции ключевую роль играют элементы охлаждения. Стандартные радиаторы с развитой теплоотводящей поверхностью производят методом экструзии из алюминиевых сплавов, таких как АД31.

Физические характеристики сплава, включая способность проводить электричество и тепло, практически не отличаются от показателей чистого алюминия. Данная технология производства уже освоена множеством поставщиков, а цена формируется исходя из массы конкретного теплоотводящего элемента. Тем не менее, метод экструзии обладает

существенным ограничением: максимальные габариты поперечного сечения профиля зависят от прочностных параметров прессового оборудования.

В связи с этим теплообменники, рассчитанные на отвод мощности в киловаттном диапазоне, представляют собой сборные агрегаты, компоненты которых соединяются механически или путем сварки. Применение технологии СТП дает возможность создавать сварные узлы с минимальными затратами труда и практически полным отсутствием дефектов в швах. Типичные примеры таких конструкций для охладителей из сплава АД31 приведены на рисунке 5.21.

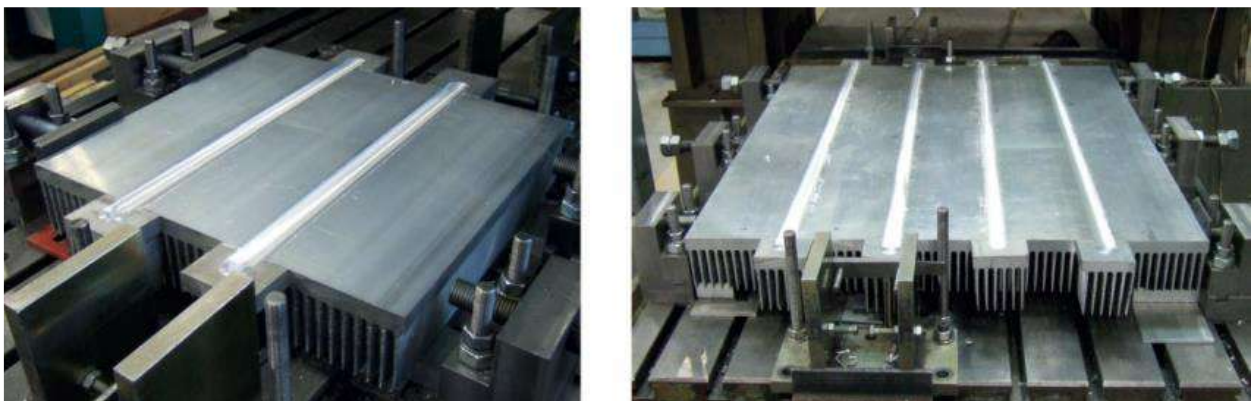


Рисунок 5.21 – Охладители силовых полупроводниковых приборов наборные и соединенные методом СТП

На рисунке 5.22 приведен один из вариантов выполнения воздушного охладителя, конструкция которого формируется в процессе сварки трением с перемешиванием профилированной панели с листом.



Рисунок 5.22 – СТП элемента воздушного охлаждения

Достаточно широкое применение СТП алюминиевых сплавов находит при изготовлении панелей водяного охлаждения из алюминиевых сплавов, схема конструкции которых представлена на рисунке 5.23.

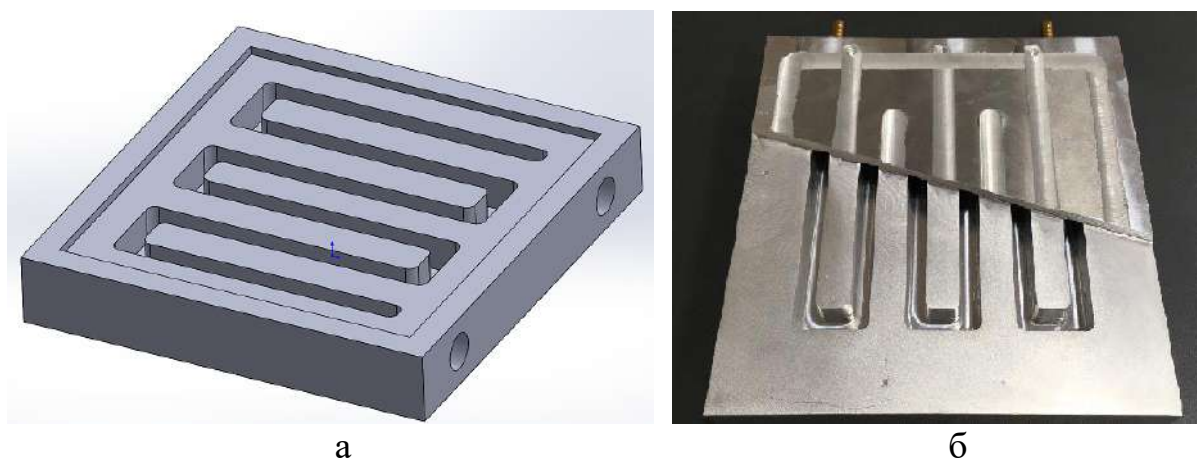


Рисунок 5.23 – Схема конструкции панели водяного охлаждения (а) и порядок выполнения швов СТП (б)

Требования к сварным швам, выполняемым сваркой трением с перемешиванием на алюминиевых панелях водяного охлаждения достаточно жесткие и они сводятся к следующему.

Сварной шов должен обеспечивать полный провар и равномерное формирование по всей длине соединения. Не допускаются подрезы, непровары, трещины, поры, свищи, а также любые дефекты, способные привести к утечке теплоносителя. Ширина и глубина шва должны соответствовать проектной документации и обеспечивать требуемую прочность и герметичность. В зоне шва не должно быть искажений геометрии панели, влияющих на её эксплуатационные свойства.

Визуальный контроль: 100% поверхности шва проверяется на наличие внешних дефектов согласно ISO 17637 и ISO 25239-5:2011.

Неразрушающий контроль: при необходимости применяются методы проникающего, ультразвукового или радиографического контроля (ISO 3452, ISO 17636, ISO 17640).

Разрушающие испытания: образцы для испытаний вырезаются из зоны шва и подвергаются испытаниям на растяжение, изгиб, излом, а также макро- и микроскопическому анализу (ISO 4136, ISO 5173, ISO 17639).

Особое внимание уделяется герметичности шва: не допускаются микротрещины и микропоры, способные привести к утечке теплоносителя. В случае обнаружения дефектов проводится повторный контроль и, при необходимости, повторная сварка или ремонт.

Сварные швы алюминиевых панелей водяного охлаждения, выполненные методом сварки трением с перемешиванием, должны соответствовать строгим требованиям по геометрии, механическим свойствам, герметичности и качеству поверхности. Контроль осуществляется на всех этапах производства с применением визуальных, неразрушающих и разрушающих методов испытаний. Соблюдение этих требований гарантирует надёжность и долговечность изделий в условиях эксплуатации.

На рисунке 5.24 приведена фотография процесса сварки трением с перемешиванием панели водяного охлаждения из сплава АМгб.

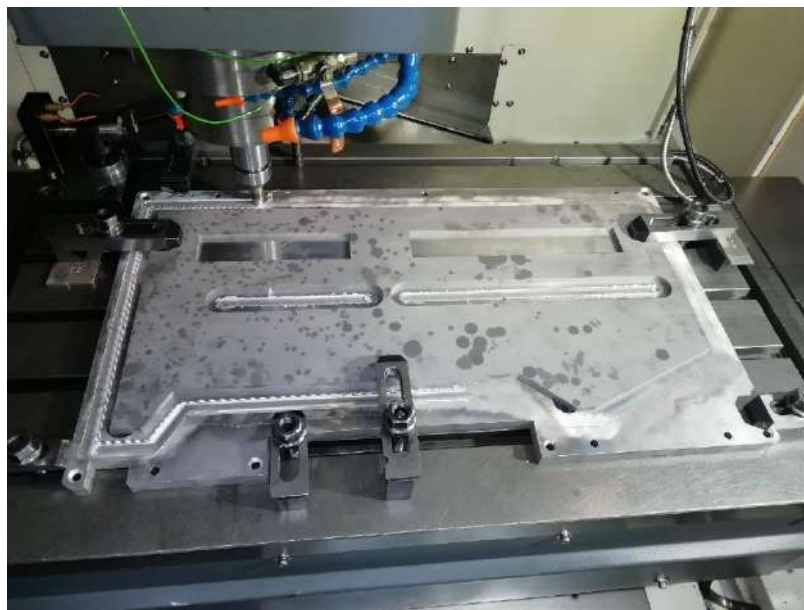


Рисунок 5.24 – Процесс сварки трением с перемешиванием швов панели водяного охлаждения из сплава АМгб

Сварка трением с перемешиванием находит всё более широкое применение в мостостроении, в том числе при создании надземных пешеходных мостов. Эта технология обеспечивает высокое качество сварных соединений, минимизирует дефекты и позволяет использовать современные алюминиевые сплавы, обладающие высокой прочностью и коррозионной стойкостью. Кроме того, реализуется практика создания модульных элементов конструкции моста в заводских условиях с последующим монтажом в течение 2 суток на конкретной строительной площадке. Конструкция такого пешеходного моста из алюминиевых сплавов представлена на рисунке 5.25.



а



б



В

Рисунок 5.25 – Сварной алюминиевый надземный пешеходный переход (а) и силовая балка моста (б) выполненная сваркой трением с перемешиванием. Пешеходный мост (в) через федеральную трассу М-7 «Волга».

Для соединения крупногабаритных элементов (например, плит длиной до 8 м и толщиной до 16 мм) используется стыковая сварка трением с перемешиванием. Это позволяет получать однородные по структуре и механическим свойствам швы, превосходящие по качеству соединения, выполненные дуговой сваркой.

Все сварные соединения проходят многоступенчатый контроль: визуальный, неразрушающий (ультразвуковой, радиографический) и разрушающие испытания (на растяжение, изгиб, излом). Это гарантирует соответствие швов требованиям безопасности и долговечности.

В России для мостостроения внедряются новые алюминий-магниевого сплавы (например, 1565чМ), которые ранее не применялись в массовом строительстве. СТП позволяет эффективно соединять такие материалы, обеспечивая высокую прочность и пластичность соединений.

В России реализованы десятки проектов надземных пешеходных мостов из алюминиевых сплавов с применением СТП. Например, в городе Бор

(Нижегородская область) построен мост длиной 121 м, где впервые использован новый сплав и технология СТП для соединения элементов конструкции.

Развитие алюминиевого мостостроения поддерживается нормативной базой: в 2019 году утверждён Свод правил «Мосты с конструкциями из алюминиевых сплавов. Правила проектирования», что способствует стандартизации и расширению применения СТП в отрасли.

Сварка трением с перемешиванием открывает новые возможности для создания надземных пешеходных мостов из алюминиевых сплавов. Эта технология обеспечивает высокое качество, долговечность и экологичность конструкций, а также способствует внедрению инновационных материалов в инфраструктуру. В России и мире наблюдается устойчивый рост числа проектов с использованием СТП, что подтверждает её эффективность и перспективность для мостостроения.

По заказу АО «ТихвинХимМаш» изготовлены и испытаны две вагон – цистерны из алюминия марки АД0 толщиной 28 мм для концентрированной азотной кислоты (рисунок 5.26).

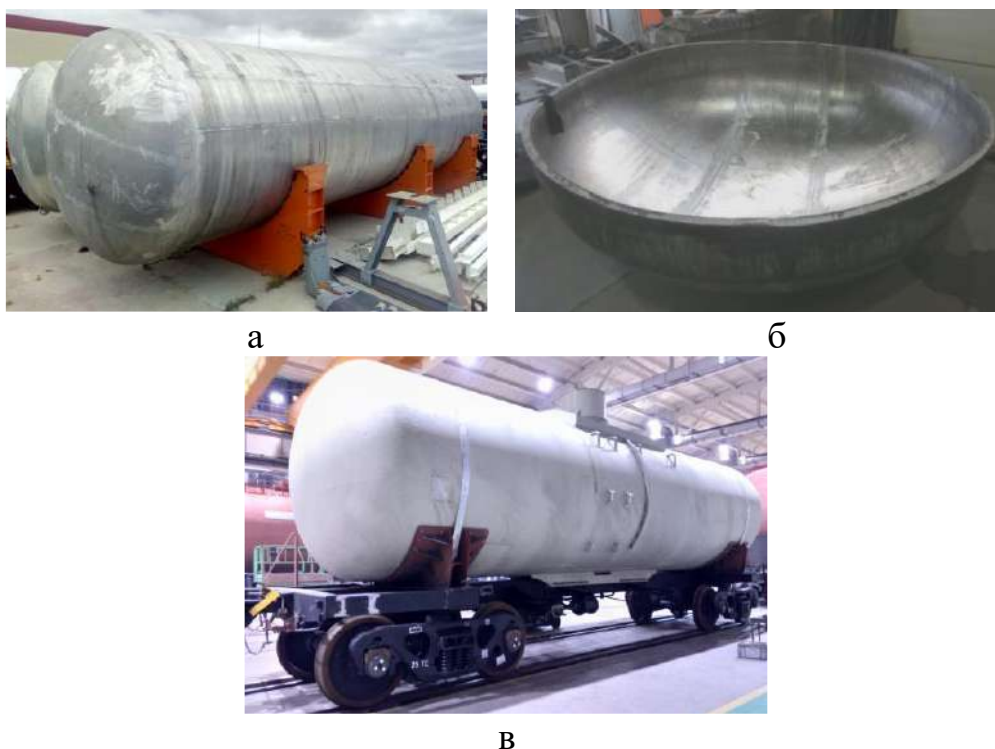


Рисунок 5.26 – Сварной котел цистерны (а), сварное днище после раскатки (б) и цистерна (в) из сплава АД0 для перевозки азотной кислоты

По заказу ОАО «РУЗХИММАШ» изготовлены стены и крыша вагона-хoppers из алюминиевого сплава для перевозки сыпучих грузов (рисунок 5.27).



а



б



в

Рисунок 5.27 – Вагон-хopper из алюминиевого сплава для перевозки сыпучих грузов (а), элементы конструкции стенки (б) и крыши (в)

Во всех рассмотренных сварных конструкциях для получения качественных и бездефектных сварных соединений при сварке трением с перемешиванием нашли применение разработанные технологические рекомендации по предотвращению дефектов, а также рекомендации по подварке дефектных участков.

Выводы к главе 5

1. Дефект типа червотчины, являющийся наиболее распространённым при сварке трением с перемешиванием, представляет собой несплошность на стороне набегания рабочего инструмента. Указанный дефект формируется из-за чрезмерно высокой скорости перемещения инструмента относительно заготовки, при которой металл, увлекаемый инструментом, не успевает заполнить образующееся пространство позади себя.

2. Металлографический слойовой анализ выявил, что дефект в виде червотчины представляет собой квазипериодическую пористую структуру с периодом, схожим с периодом кольцевой структуры на лицевой стороне шва. Несплошности ориентированы вдоль линий пластического течения материала и имеют форму микроскопических полостей неправильной геометрии.

3. Проведенные испытания на растяжение выявили, что прочность сварного соединения с дефектом в виде червотчины составляет примерно 80–85 % от прочности основного металла.

4. В процессе циклического нагружения трещина, зародившаяся на границе или внутри «червотчины», распространяется по пути наименьшего сопротивления, часто вдоль границы дефекта. Из-за сложной геометрии «червотчины» трещина может менять направление, что способствует её ускоренному росту и снижению долговечности соединения. Исследования показывают, что наличие «червоточин» может снижать предел выносливости сварных соединений алюминиевых сплавов на 22–45% по сравнению с бездефектными швами.

5. Несоответствию параметров режима – таких как скорость сварки, частота вращения инструмента и др. – недостаточная температура нагрева приводит к слабому перемешиванию пластичного материала, что вызывает образование дефектов в виде червотчины (туннеля).

6. Установлено, что применение подварки СТП дефекта в виде червотчины повторными проходами СТП позволяет восстановить временное сопротивление до уровня сварного соединения сплава 1565ЧМ без дефектов.

Важно, что увеличение числа подварок СТП не сказывается на уровне прочности сварного соединения в целом.

7. Подварки дефектов соединений СТП аргонодуговой сваркой вызывают снижение показателей механических свойств соединений. Темп снижения прочностных и пластических свойств соединений при выполнении подварки сваркой плавлением существенно выше, чем при подварке повторным проходом СТП.

8. Рассмотрено использование разработанных технологических рекомендаций по предотвращению образования дефектов в сварных соединениях алюминиевых сплавов при изготовлении сварных котлов цементовозов, охладителей силовых полупроводниковых приборов, панелей водяного охлаждения, котлов железнодорожных цистерн, вагона-хоппера из алюминиевого сплава для перевозки сыпучих грузов и мостовых пешеходных конструкций.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

На основе результатов экспериментальных исследований, осуществленных в рамках диссертационной работы, можно констатировать следующее:

1. Дефекты сварных соединений алюминиевых сплавов, выполненных односторонней сваркой трением с перемешиванием, подразделяются на внешние и внутренние. К наружным дефектам: грат, линейное смещение, угловое смещение, деформация соединения и чрезмерная шероховатость поверхности шва. Помимо отмеченных выше внешних дефектов сварных швов алюминиевых сплавов при сварке трением с перемешиванием наблюдаются также протяженные и локальные несплавления на лицевой поверхности шва.

2. К внутренним дефектам относятся поры, крюк (для нахлесточных соединений), непровар в корне шва, линия стыка и твердое включение.

3. Дефект в виде несплавления в корневой части стыкового соединения при односторонней сварке трением с перемешиванием протяженностью 0,1–0,3 мм выявляется только с помощью рентгеновской компьютерной томографии и оптической металлографии при изучении микроструктуры сварного соединения.

4. Наличие дефекта в виде несплавления в корневой части стыкового соединения приводит к снижению коэффициента прочности стыковых соединений плит сплава 1901Т толщиной 10 мм, выполненных односторонней сваркой трением с перемешиванием, с 0,85 до 0,74. При этом область разрушения соединения при испытании на статическое растяжение смещается с зоны термического влияния на зону перемешивания.

5. Необходимым условием устранения несплавления в корневой части стыкового соединения плит сплава 1901Т является равенство длины стержня (пина) рабочего инструмента и толщины свариваемых заготовок с учетом величины погружения заплечика инструмента в свариваемый металл.

6. Для устранения дефекта в виде несплавления в корневой части стыкового соединения могут применяться следующие технологические приемы:

- сварка повторным проходом инструментом с увеличенной длиной стержня;
- сварка трением с перемешиванием с обратной стороны соединения с глубиной проникновения стержня рабочего инструмента на 0,35–0,4 от толщины свариваемой заготовки;
- выборка дефекта шарошкой с последующей подваркой ручной аргонодуговой сваркой с присадочной проволокой (для алюминиевых сплавов, свариваемых сваркой плавлением).

7. Установлено, что с увеличением протяженности оксидного включения (линия стыка) в поперечном сечении шва (зона перемешивания) соединения сплава 1565чМ толщиной 7 мм от 0 до 12,5 мм значения ограниченного предела выносливости снижаются со 151 МПа до 140 МПа. Это снижение составило примерно 7%.

8. На основе результатов выполненных экспериментов можно отметить, что для предотвращения образования дефекта типа линии стыка при сварке трением с перемешиванием стыковых соединений листов сплава 1565чМ толщиной 5–7 мм необходимо поддерживать параметры режима сварки и контролировать точность сборки деталей под сварку в следующих пределах:

- усилие прижима инструмента в интервале 2,4–3,2 кН;
- частота вращения инструмента 800–1000 об/мин;
- отношение скорости сварки к частоте вращения рабочего инструмента $v_{св}/\omega = 0,15–0,38$;
- глубина погружения стержня (пина) рабочего инструмента 0,8–0,9 толщины основного металла;
- точность совмещения оси инструмента с плоскостью стыка не более 0,3 мм;

- параметры сборки соединения под сварку по величине зазора не более 0,3 мм;

- длительность вылеживания между фрезерованием торцевой поверхности свариваемых кромок и сваркой трением с перемешиванием не более 45–48 часов. При превышении указанного времени требуется повторное фрезерование торцевой поверхности свариваемых кромок.

9. Дефект типа червотчины, являющийся наиболее распространённым при сварке трением с перемешиванием, представляет собой несплошность на стороне набегания рабочего инструмента. Указанный дефект формируется из-за чрезмерно высокой скорости перемещения инструмента относительно заготовки, при которой металл, увлекаемый инструментом, не успевает заполнить образующееся пространство позади себя.

10. Металлографический слоевой анализ выявил, что дефект в виде червотчины представляет собой квазипериодическую пористую структуру с периодом, схожим с периодом кольцевой структуры на лицевой стороне шва. Несплошности ориентированы вдоль линий пластического течения материала и имеют форму микроскопических полостей неправильной геометрии.

11. В процессе циклического нагружения трещина, зародившаяся на границе или внутри «червотчины», распространяется по пути наименьшего сопротивления, часто вдоль границы дефекта. Из-за сложной геометрии «червотчины» трещина может менять направление, что способствует её ускоренному росту и снижению долговечности соединения. Исследования показывают, что наличие «червоточин» может снижать предел выносливости сварных соединений алюминиевых сплавов на 22–45% по сравнению с бездефектными швами.

12. Несоответствии параметров режима – таких как скорость сварки, частота вращения инструмента и др. – недостаточная температура нагрева приводит к слабому перемешиванию пластичного материала, что вызывает образование дефектов в виде червотчины (туннеля).

13. Установлено, что применение подварки СТП дефекта в виде червоточины повторными проходами СТП позволяет восстановить временное сопротивление до уровня сварного соединения сплава 1565чМ без дефектов. Важно, что увеличение числа подварок СТП не сказывается на уровне прочности сварного соединения в целом.

14. Подварки дефектов соединений СТП аргонодуговой сваркой вызывают снижение показателей механических свойств соединений. Темп снижения прочностных и пластических свойств соединений при выполнении подварки сваркой плавлением существенно выше, чем при подварке повторным проходом СТП.

15. Рассмотрено использование разработанных технологических рекомендаций по предотвращению образования дефектов в сварных соединениях алюминиевых сплавов при изготовлении сварных котлов цементовозов, охладителей силовых полупроводниковых приборов, панелей водяного охлаждения, котлов железнодорожных цистерн, вагона-хоппера из алюминиевого сплава для перевозки сыпучих грузов и мостовых пешеходных конструкций.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Карманов В.В. Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов: сущность и специфические особенности процесса, особенности структуры сварного шва / В.В. Карманов, А.Л. Каменева, В.В. Карманов // Вестник ПНИПУ. – Аэрокосмическая техника, 2012. – № 32. – С. 67–80.
2. 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, C.C. Bampton // Scripta Materialia. – 1997. – Vol. 36. – P. 69–75.
3. 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.
4. 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.
5. Dawes C. J. Friction stir process welds aluminium alloys: the process produces low-distortion, high quality, low-cost welds on aluminium / C. J. Dawes, W. M. Thomas // Welding Journal. – 1996. – V. 75. – P. 41–45.
6. 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.
7. Lenin A.W.A. Characteristic study on Al7020 friction stir joints with various rotational speeds / A.W.A. Lenin, P. Nagaraj, G. Lincy, L. Thangavelu // International Journal of Computer Aided Engineering and Technology. – 2018. – Vol. 10. – № 6. – P. 703–717.
8. Lee H.–S. Effects of Friction Stir Welding Speed on AA2195 alloy / H.–S. Lee, Y.R. Lee, K.J. Min // MATEC Web of Conferences. – 2016. – Vol. 25. – P. 01003 (1–4).
9. Черных И.К. Исследование процесса сварки трением с перемешиванием пластин из алюминиевого сплава АМГ6/ И.К. Черных, Е.В.

Кривонос, Е.Н. Матушко, Е.В. Васильев // Проблемы разработки, изготовления и эксплуатации ракетно-космической техники и подготовки инженерных кадров для авиакосмической отрасли. Материалы IX Всероссийской научной конференции, посвященной памяти главного конструктора ПО «Полёт» А. С. Клинышкова. – 2017. – С. 126-134.

10. Suresh Babu A. An Overview of Friction Stir Welding / A. Suresh Babu, C. Devanathan // International Journal of research in Mechanical engineering & technology. – 2013. – Vol. 3. – Iss. 2. – P. 259–265.

11. Mugada K. K. Influence of tool shoulder end features on friction stir weld characteristics of Al–Mg–Si alloy / K. K. Mugada, K. Adepu // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2018. – Vol. 99. – Iss. 5–8. – P. 1553–1566.

12. М.М. Штрикман, А.П. Корневич, А.В. Пинский и др. Сварка трением с перемешиванием при изготовлении оребренных панелей планера самолета // Сварочное производство. 2017. – № 5 – С. 24-28.

13. Бакшаев В. А, Васильев П. А, Гордон Л. К., Тодин Ю. А., Васильев С. В. Технология сварки трением с перемешиванием в производстве алюминиевых полуприцепов. // Заготовительные производства в машиностроении. 2010. – № 12. – С. 13–17.

14. Павлова В.И. Исследование температурно–временных условий сварочного нагрева, структуры и свойств металла стыковых соединений из алюминиево–магниевого сплава, выполненных сваркой трением с перемешиванием / В.И. Павлова, Е.А. Алифференко, Е.П. Осокин // Вопросы материаловедения. – 2009. – № 4 (60). – С. 74–87.

15. Межгосударственный стандарт. ГОСТ ISO 25239–2020 Сварка и родственные процессы. Сварка трением с перемешиванием. Алюминий.

16. Покляцкий А.Г. Изучение особенностей массопереноса процесса сварки трением с перемешиванием с помощью физического моделирования. // Автоматическая сварка. 2011. – №6. – С.18–22.

17. Nandan, R. Recent advances in friction-stir welding / R. Nandan, T. Debroy, H.K.D.H. Bhadeshia // Process, weldment structure and properties. – 2008. – Vol. 53. – P. 980–1023.
18. Mishra R. S. Friction stir welding and processing / ed. by Rajiv S. Mishra, Murray W. Mahoney – ASM International. 2007. 360 p.
19. Mishra R.S., Maba Z.Y. Friction stir welding and processing / Materials Science and Engineering R 50 (2005), page 1–78.
20. Thomas W.M., Nicholas E.D., Needham J.C. et al. Friction stir butt welding / US Pat. No 5 460 317. 1991. Опы́т. 1995.
21. Thomas W.M., Dawes C.J. et al., Friction Stir Butt Welding, International Patent Application PCT/GB92/02203 and G.B. Patent Application 9125978.8, Dec 1991
22. Thomas W.M. and Dolby R.E. Friction stir welding developments. In S.A. David, T. DebRoy, J.C. Lippold, H.B. Smartt, and J. M. Vitek, editors, 6th Int. Trends in Welding.
23. 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.
24. 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.
25. Liu F. C. Low-temperature superplasticity of Al–Mg–Sc alloy produced by friction stir processing / F. C. Liu, Z. Y. Ma, L. Q. Chen // Scripta Materialia. – 2009. –V. 60. – P. 968–971.
26. 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.
27. 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.

28. 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.
29. Podržaj P. Welding defects at friction stir welding / P. Podržaj, B. Jerman, D. Klobčar // Metalurgija. – 2015. – V. 54 (2). – P. 387-389.
30. 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.
31. Threadgill P. L. Terminology in friction stir welding / P. L. Threadgill // Science and Technology of Welding and Joining. – 2007. – V. 12. – P. 357-360.
32. 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.
33. Vidal C. Fatigue behaviour at elevated temperature of friction stir channeling solid plates of AA5083-H111 aluminium alloy / C. Vidal, V. Infante, P. Vilaca // International Journal of Fatigue. – 2014. – V. 62. – P. 85-92.
34. Ensminger D. Ultrasonics: data, equations and their practical uses / D. Ensminger, F. B. Stulen. – 1st ed. – New York: CRC press; 2009. – 508 p
35. Liu Y. Microstructure of the pure copper produced by upsetting with ultrasonic vibration / Y. Liu, S. Suslov, Q. Han, C. Xu, L. Hua // Materials Letters. – 2012. – V. 67. – P. 52–55.
36. Threadgill P. L., Leonard A. J. Macro and microstructural features of friction stir welds in various materials [Electronic resource] // TWI: members report. – 1999. – N. 693. – URL: <https://www.twi-global.com/technicalknowledge/industrial-member-reports/macro-and-microstructural-features-offriction-stir-elds-in-various-materials-693-1999/>.
37. 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.

38. 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.

39. 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.

40. 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.

41. 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.

42. 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.

43. 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.

44. 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.

45. 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.

46. Луц А. Р. Алюминий и его сплавы: Учебное пособие / А. Р. Луц, А. А. Суслина. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2013. – 81 с.

47. Ahmad Z. The properties and application of scandium-reinforced aluminum / Z. Ahmad // JOM February. – 2003. – V. 55 (2). – P. 35-39.
48. 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.
49. 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.
50. 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.
51. 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.
52. 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.
53. 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.
54. 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.
55. 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.
56. 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.

57. 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.

58. 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.

59. 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.

60. 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.

61. 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.

62. Boehner A. Macro- and nanomechanical properties and strain ratesensitivity of accumulative roll bonded and equal channelangular 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.

63. 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.

64. 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.

65. 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.

66. 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.

67. Humphreys F. J. Recrystallization and related annealing phenomena / F. J. Humphreys, M. Hatherly. – 2nd ed. – Elsevier, Oxford, 2005. – 498 p.

68. 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.

69. 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.

70. 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.

71. 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.

72. Tarasov S. Subsurface shear instability and nanostructuring of metals in sliding / S. Tarasov, V. Rubtsov, A. Kolubaev // *Wear*. – 2010. – V. 268. – P. 59–66.

73. Chumaevsky, A.V. Tensile strength on friction stir processed AMg5 (5083) aluminum alloy / A.V. Chumaevsky, A.A. Eliseev, A.V. Filippov, V.E. Rubtsov, S.Y. Tarasov // *AIP Conference Proceedings*. – 2016. – Vol. 1783. – P. 020027.

74. Kalashnikov, K.N. Friction-stir processed ultrafine grain high-strength Al-Mg alloy material / K.N. Kalashnikov, T.A. Kalashnikova, A.V. Chumaevskii, A.N.

Ivanov, S. Yu. Tarasov, V.E. Rubtsov, E.A. Kolubaev // AIP Conference Proceedings. – 2017. – Vol. 1909. – P. 020075.

75. Ma, Z.Y. Superplastic deformation behaviour of friction stir processed 7075 Al alloy / Z.Y. Ma, R.S. Mishra, M.W. Mahoney // Acta Materialia. – 2002. – Vol. 50(17). – P. 4419–4430.

76. Patel, V.V. Influence of Friction Stir Processed Parameters on Superplasticity of Al-Zn-Mg-Cu Alloy / V.V. Patel, V. Badheka, A. Kumar // Materials and Manufacturing Processes. – 2016. – Vol. 31(12). – P. 1573–1582.

77. Mironov, S. Superplasticity of friction-stir welds of Zr-modified 5083 aluminum alloy with ultrafine-grained structure/ S. Mironov, S. Malopheyev, I. Vysotskiy, R. Kaibyshev // Defect and Diffusion Forum. – 2018. – Vol. 385 DDF. – P. 15–20.

78. 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.

79. Simoncini, M. Effect of the welding parameters and tool configuration on micro- and macro-mechanical properties of similar and dissimilar FSWed joints in AA5754 and AZ31 thin sheets / M. Simoncini, A. Forcellese // Materials and Design. – 2012. – Vol. 41. – P. 50–60.

80. Cartigueyen, S. Study of friction stir processed zone under different tool pin profiles in pure copper / S. Cartigueyen, K. Mahadevan // IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering. – 2014. – Vol. 11. – P. 06–12.

81. 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 and Design. – 2016. – Vol. 110. – P. 354–364.

82. Tang, J. Influences of friction stir processing parameters on microstructure and mechanical properties of SiC/Al composites fabricated by multi-pin tool / J.

Tang, Y. Shen, J. Li // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2019. – Vol. 38. – P. 279–289.

83. Krishnan, K.N. On the formation of onion rings in friction stir welds / Krishnan, K.N. // *Materials Science and Engineering A*. – 2002. – Vol. 327(2). – P. 246–251.

84. Kalashnikova, T. Microstructural analysis of friction stir butt welded Al-Mg-Sc-Zr alloy heavy gauge sheets / T. Kalashnikova, A. Chumaevskii, K. Kalashnikov, S. Fortuna, E. Kolubaev, S. Tarasov // *Metals*. – 2020. – Vol. 10(6). – P. 806.

85. Chen, S. Study on in-situ material flow behaviour during friction stir welding via a novel material tracing technology / S. Chen, Y. Han, X. Jiang, X. Li, T. Yuan, W. Jiang, X. Wang // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2021. – Vol. 297. – P. 117205.

86. Nandan, R. Recent advances in friction-stir welding / R. Nandan, T. Debroy, H.K.D.H. Bhadeshia // *Process, weldment structure and properties*. – 2008. – Vol. 53. – P. 980–1023.

87. Tongne, A. On material flow in Friction Stir Welded Al alloys. / A. Tongne, C. Desrayaud, M. Jahazi, E. Feulvarch // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2017. – Vol. 239. – P. 284–296.

88. Pereira, P.H.R. Achieving superplasticity in fine-grained Al-Mg-Sc alloys / P.H.R. Pereira, Y. Huang, M. Kawasaki, T.G. Langdon // *Materials Science Forum*. – 2021. – Vol. 1016 MSF. – P. 11–17.

89. Malopheyev, S. Superplasticity of friction-stir welded Al–Mg–Sc sheets with ultrafinegrained microstructur / S. Malopheyev, S. Mironov, I. Vysotskiy, R. Kaibyshev // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – Vol. 649. – P. 85–92.

90. 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. – Vol. 54(4). – P. 1199–1209.

91. Kalashnikov, K.N. On the evolution of the microstructure and phase composition in the friction stir welded AA 2024 alloy / K.N. Kalashnikov, T.A.

Kalashnikova, S.V. Fortuna, A.V. Vorontsov, V.A. Krasnoveykin, A.V. Chumaeviskii // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2018. – Iss. 6. – P. 127–139.

92. Kalashnikov, K.N. Structural-phase states of dispersion hardenable aluminum alloys after friction stir processing / K.N. Kalashnikov, A.V. Vorontsov, T.A. Kalashnikova, A.V. Chumaeviskii // *AIP Conference Proceedings*. – 2018. – Vol. 2053. – P. 040037.

93. Kalashnikov, K.N. Production of materials with ultrafine-grained structure of aluminum alloy by friction stir processing / K.N. Kalashnikov, T.A. Kalashnikova, A.V. Chumaeviskii, A.N. Ivanov // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2018. – Vol. 1115(4). – P. 042048.

94. Mahoney, M.W. Properties of friction-stir-welded 7075 T651 aluminum / M.W. Mahoney, C.G. Rhodes, J.G. Flintoff, R.A. Spurling, W.H. Bingel // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. – 1998. – Vol. 29(7). – P. 1955–1964.

95. Zhang, L. Effects of Short-Time Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of 7075 Friction Stir Welded Joint / L. Zhang, Y.F. Hou, C.Y. Liu, H.F. Huang, H.M. Sun // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2021. – Vol. 30(10). – P. 7826–7834.

96. Tarasov, S.Y. Ultrasonic-assisted aging in friction stir welding on Al-Cu-Li-Mg aluminum alloy / S.Y. Tarasov, V.E. Rubtsov, S.V. Fortuna, A.A. Eliseev, A.V. Chumaevisky, T.A. Kalashnikova, E.A. Kolubaev // *Welding in the World*. – 2017. – Vol. 61 (4). – P. 679–690.

97. Kalashnikov, K.N. Towards aging in a multipass friction stir-processed AA2024 / K.N. Kalashnikov, S.Y. Tarasov, A.V. Chumaeviskii, S.V. Fortuna, A.A. Eliseev, A.N. Ivanov // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2019. – Vol. 103(5-8). – P. 2121–2132.

98. Чумаевский, А.В. Применение вихретокового контроля для обнаружения дефектов в сварных соединениях алюминиевого сплава Д16, полученных сваркой трением с перемешиванием / А.В. Чумаевский, В.Е.

Рубцов, Е.А. Колубаев, С.Ю. Тарасов // Фундаментальные исследования. – 2015. – № 9-3. – С. 528-531.

99. Лукин, В.И. Влияние термомеханического цикла СТП на формирование структуры сварного соединения сплава В-1469 / В.И. Лукин, С.Я. Бецофен, М.Д. Пантелеев, М.И. Долгова // Сварочное производство. – 2017. – № 7. – С. 17–24.

100. Пантелеев, М.Д. Освоение перспективных технологий сварки высокопрочного алюминий-литиевого сплава В-1469 применительно к элементам фюзеляжа / М.Д. Пантелеев, А.В. Свиридов, А.А. Скупов, Н.С. Одинцов // Труды ВИАМ. – 2020. – №12(94). – С. 35–46.

101. Wang, Q. The strengthening mechanism of spray forming Al–Zn–Mg–Cu alloy by underwater friction stir welding / Q. Wang, Z. Zhao, Y. Zhao, K. Yan, C. Liu, H. Zhang // Materials and Design. – 2016. – Vol. 102. – P. 91–99.

102. Kumar, K.S.A. Experimental investigations to find the effect of post weld heat treatment (PWHT) on the microstructure and mechanical properties of FSW dissimilar joints of AA2024-T351 and AA7075-T651 / K.S.A. Kumar, K.B. Yogesha // Materials Today: Proceedings. – 2021. – Vol. 49. – P. 243–249.

103. Kalashnikova, T.A. AA2024 microstructural evolution after bidirectional friction stir processing / T.A. Kalashnikova, A.V. Chumaevskii, V.E. Rubtsov, S.Y. Tarasov, A.N. Ivanov, A.A. Alibatyrov, K.N. Kalashnikov // AIP Conference Proceedings. – Vol. 1909. – P. 020078.

104. Kalashnikov, K.N. High-strength friction stir processed dispersion hardened Al–Cu–Mg alloy / K.N. Kalashnikov, T.A. Kalashnikova, A.V. Chumaevskii, S.Y. Tarasov, V.E. Rubtsov, A.N. Ivanov, E.A. Kolubaev // AIP Conference Proceedings. – Vol. 1909. – P. 020076.

105. Kalashnikov, K.N. Producing high-strength materials by friction stir processing / K.N. Kalashnikov, A.V. Chumaevskii, A.N. Ivanov // AIP Conference Proceedings. – 2018. – Vol. 2053. – P. 040036.

106. Kalashnikov, K.N. Changes in the structure and properties of aluminum alloys during friction stir processing by different types of tools / K.N. Kalashnikov,

A.V. Vorontsov, T.A. Kalashnikova, A.V. Chumaevskii // AIP Conference Proceedings. – 2018. – Vol. 2053. – P. 040038.

107. Aghajani Derazkola, H. Effects of rapid cooling on properties of aluminum-steel friction stir welded joint / H. Aghajani Derazkola, E. García, A. Eyvazian, M. Aberoumand // Materials. – 2021. – Vol. 14(4). – P. 908.

108. Patel, P. Effect of active heating and cooling on microstructure and mechanical properties of friction stir-welded dissimilar aluminium alloy and titanium butt joints / P. Patel, H. Rana, V. Badheka, V. Patel, W. Li // Welding in the World. – 2020. – Vol. 64(2). – P. 365–378.

109. Mehta, K.P. Hybrid approaches of assisted heating and cooling for friction stir welding of copper to aluminum joints / K.P. Mehta, V.J. Badheka // Journal of Materials Processing Technology. – 2017. – Vol. 239. – P. 336–345.

110. *Nandan R., DebRoy T., Bhadeshia H.K.D.H.* Recent advances in friction-stir welding process, weldment structure and properties // Progress in Material Science. – 2008. – Vol. 53, iss. 6. – P. 980–1023. – doi: 10.1016/j.pmatsci.2008.05.001.

111. Influence of friction stir welding parameters on grain size and formability in 5083 aluminum alloy / T. Hirata, T. Oguri, H. Hagino, T. Tanaka, S.W. Chung, Y. Takigawa, K. Higashi // Materials Science and Engineering: A. – 2007. – Vol. 457. – P. 344–349. – doi: 10.1016/j.msea.2006.12.079.

112. *Kumar N., Kailas S.V.* The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation // Materials Science and Engineering: A. – 2008. – Vol. 485, iss. 1–2. – P. 367–384. – doi: 10.1016/j.msea.2007.08.0134.

113. *Sato Y.S., Urata M., Kokawa H.* Parameters controlling microstructure and hardness during friction stir welding of precipitation-hardenable aluminum alloy 6063 // Metallurgical and Materials Transactions: A. – 2002. – Vol. 33, iss. 3. – P. 625–635. – doi: 10.1007/s11661-002-0124-3.

114. *Yoon T.-I., Yun J.-G., Kang Ch.-Y.* Formation mechanism of typical ring structures and void defects in friction stir lap welded dissimilar aluminum alloys //

Materials and Design. – 2016. – Vol. 90. – P. 568–578. – doi: 10.1016/j.matdes.2015.11.014.

115. On material flow in Friction Stir Welded Al alloys / A. Tougne, C. Desrayand, M. Jahazi, E. Feulvach // Journal of Materials Processing Technology. – 2017. – Vol. 239. – P. 284–296. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.08.030.

116. *Stephen Leon J., Jayakumar V.* Investigation of mechanical properties of aluminium 6061 alloy friction stir welding // American Journal of Mechanical Engineering and Automation. – 2014. – Vol. 1, N 1. – P. 6–9.

117. Дриц А.М., Овчинников В.В., Резцов Р.Б. Дефекты, возникающие при сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов системы Al–Mg, и способы их устранения. // Технология легких сплавов. – 2022. – №4. – С.14–25.

118. Лукин В.И. Влияние шероховатости поверхности швов, выполненных СТП, на усталостные характеристики сварных соединений сплавов В-1461 и В-1469ю / Лукин В.И., Иода Е.Н., Скупов А.А., Пантелеев М.Д., Овчинников В. В., Малов Д.В. // Сварочное производство. 2017, №3. С.18–24.

119. Овчинников В.В. Влияние подачи на один оборот инструмента при сварке трением с перемешиванием на формирование и свойства швов алюминиевого сплава 1565чМ. / В.В. Овчинников, А.М. Дриц, В.А. Бакшаев, Д.В. Малов. // Заготовительные производства в машиностроении. 2017. – №10. – С.442–451.

120. Дриц А.М., Овчинников В.В., Бакшаев В.А. Критерии выбора параметров режима сварки трением с перемешиванием тонких листов из алюминиевого сплава 1565ч. // Цветные металлы. 2018. – №1. – С.85–93.

121. Дриц А.М., Овчинников В.В., Бакшаев В.А. Критерии выбора параметров режима сварки трением с перемешиванием тонких листов из алюминиевого сплава 1565ч. // Цветные металлы. 2018. – №1. – С.85–93.

122. Sizova O.V., Kolubaev A.V., Kolubaev E.A., Zaikina A.A., Rubtsov V.E. Effect of main parameters of the friction stir welding on structure imperfections

of welded joint. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2017, no. 4 (77), pp. 19– 29. doi: 10.17212/1994-6309-2017-4-19-29. (In Russian).

123. Tarasov S.Y., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. A proposed diffusion-controlled wear mechanism of alloy steel friction stirrs welding (FSW) tools used on an aluminum alloy // *Wear*. – 2014. – Vol. 318, iss. 1. – P. 130–134. – DOI: 10.1016/j.wear.2014.06.014.

124. Effect of initial base metal temper on microstructure and mechanical properties of friction stir processed of Al-7B04 alloy / Y. Chen, H. Ding, Z. Cai, J. Zhao, J. Li // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – Vol. 650. – P. 396–403. – doi: 10.1016/j.msea.2015.10.083.

125. The investigation of typical welding defects for 5456 aluminum alloy friction stir welds / H.B. Chen, K. Yan, S.B. Chen, C.Y. Jiang, Y. Zhao // *Materials Science and Engineering: A*. – 2006. – Vol. 433, iss. 1–2. – P. 64–69. – doi: 10.1016/j.msea.2006.06.056.

126. The effect of interface defect on mechanical properties and its formation mechanism in friction stir lap welded joints of aluminum alloys / H. Liu, Y. Hu, Ya. Peng, C. Dou, Z. Wang // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2016. – Vol. 238. – P. 244–254. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.06.029.

127. Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. A proposed diffusion-controlled wear mechanism of alloy steel friction stirrs welding (FSW) tools used on an aluminum alloy // *Wear*. – 2014. – Vol. 318, iss. 1–2. – P. 130–134. – doi: 10.1016/j.wear.2014.06.014.

128. Wang G., Zhao Y., Hao Y. Friction stir welding of high-strength aerospace aluminum alloy and application in rocket tank manufacturing // *Journal of Materials Science and Technology*. – 2018. – Vol. 34, iss. 1. – P. 73– 91. – DOI: 10.1016/j.jmst.2017.11.041.

129. К проблеме разрушения инструмента при получении неразъемных соединений толстостенных заготовок алюминиевых сплавов сваркой трением с перемешиванием / К.Н. Калашников, А.В. Чумаевский, Т.А. Калашникова,

А.Н. Иванов, В.Е. Рубцов, Е.А. Колубаев, В.А. Бакшаев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Т. 23, № 3. – С. 72–83. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.3-72-83.

130. Овчинников В.В. Металлические включения в швах алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием. / В.В. Овчинников, И.А. Курбатова, С.В. Якутина, Е.В. Лукьяненко. // Заготовительные производства в машиностроении. 2019, т.17, №3. – С.103–109.

131. ГОСТ 1497-2023 Металлы. Методы испытаний на растяжение.

132. ГОСТ 6996–66. сварные соединения. Методы определения механических свойств. – М.: Стандартиформ, 2006. – 44 с.

133. ГОСТ 2999-75. Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу. – М.: Стандартиформ, 2015.

134. ГОСТ 9450-76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников (с Изменениями N 1, 2) – Переизд. Март. 1993 с изм. 1, 2. – М.: Изд-во стандартов, 1987.

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

135. ГОСТ 5639-82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. – Введ. 1983–01–01. – М.: изд-во стандартов, 1983.

136. Humphreys. Quantitative metallography by electron backscattered diffraction / Humphreys // Journal of Microscopy. – 1999. – Vol. 195. – P. 170-185.

137. Jariyaboon, M. The effect of welding parameters on the corrosion behaviour of friction stir welded AA2024–T351 / M. Jariyaboon, A. J. Davenport, R. Ambat et al. // Corrosion Science. – 2007. – Vol. 49. – P. 877–909.

138. Liu, X. C., Material flow in ultrasonic vibration enhanced friction stir welding / X.C. Liu, C. S. Wu // Journal of Materials Processing Technology. – 2015. – Vol. 225. – P. 32–44.

139. Дриц А.М., Овчинников В.В., Резцов Р.Б. Влияние дефектов в корневой части соединений плит из сплава 1901Т, выполненных

односторонней сваркой трением с перемешиванием, на их механические свойства. // Технология легких сплавов. 2023. – №4. – С.52–60. DOI: 10.24412/0321-4664-2023-4-52-60.

140. Дриц А.М., Овчинников В.В., Резцов Р.Б. Дефекты, возникающие при сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов системы Al–Mg, и способы их устранения. // Технология легких сплавов. – 2022. – №4. – С.14–25.

141. Дриц А.М., Овчинников В.В., Резцов Р.Б. Влияние дефектов в корневой части соединений плит из сплава 1901Т, выполненных односторонней сваркой трением с перемешиванием, на их механические свойства. // Технология легких сплавов. 2023. – №4. – С.52–60. DOI: 10.24412/0321-4664-2023-4-52-60.

142. Weglowski, M.S. Friction stir processing / M.S. Weglowski // State of the art, Archives of Civil and Mechanical Engineering. – 2018. – Vol. 18(1). – P. 114–129.

143. Effect of initial base metal temper on microstructure and mechanical properties of friction stir processed of Al-7B04 alloy / Y. Chen, H. Ding, Z. Cai, J. Zhao, J. Li // Materials Science and Engineering: A. – 2016. – Vol. 650. – P. 396–403. – doi: 10.1016/j.msea.2015.10.083.

144. The investigation of typical welding defects for 5456 aluminum alloy friction stir welds / H.B. Chen, K. Yan, S.B. Chen, C.Y. Jiang, Y. Zhao // Materials Science and Engineering: A. – 2006. – Vol. 433, iss. 1–2. – P. 64–69. – doi: 10.1016/j.msea.2006.06.056.

145. The effect of interface defect on mechanical properties and its formation mechanism in friction stir lap welded joints of aluminum alloys / H. Liu, Y. Hu, Ya. Peng, C. Dou, Z. Wang // Journal of Materials Processing Technology. – 2016. – Vol. 238. – P. 244–254. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.06.029.

146. Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. A proposed diffusion-controlled wear mechanism of alloy steel friction stir welding (FSW) tools used on

an aluminum alloy // *Wear*. – 2014. – Vol. 318, iss. 1–2. – P. 130–134. – doi: 10.1016/j.wear.2014.06.014.

147. Wang G., Zhao Y., Hao Y. Friction stir welding of high-strength aerospace aluminum alloy and application in rocket tank manufacturing // *Journal of Materials Science and Technology*. – 2018. – Vol. 34, iss. 1. – P. 73–91. – DOI: 10.1016/j.jmst.2017.11.041.

148. К проблеме разрушения инструмента при получении неразъемных соединений толстостенных заготовок алюминиевых сплавов сваркой трением с перемешиванием / К.Н. Калашников, А.В. Чумаевский, Т.А. Калашникова, А.Н. Иванов, В.Е. Рубцов, Е.А. Колубаев, В.А. Бакшаев // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2021. – Т. 23, № 3. – С. 72–83. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.3-72-83.

149. A. J. Leonard and S. A. Lockyer: Proc. 4th Int. Symp. On ‘Friction stir welding’, Park City, UT, USA, May 2003, TWI.

150. H. Jin, S. Saimoto, M. Ball and P. L. Threadgill: *Mater. Sci. Technol.*, 2001, 17, 1605–1614.

151. H. Okamura, K. Aota, M. Sakamoto, M. Ezumi and K. Ikeuchi: *Weld. Int.*, 2002, 16, 266–275.

152. F. Palm, H. Steiger and U. Hennebohl: Proc. 4th Int. Symp. On ‘Friction stir welding’, Park City, UT, USA, May 2003, TWI.

153. T. Jene, G. Dobmann, G. Wagner and D. Eifler: Proc. 6th Int. Symp. on ‘Friction stir welding’, Saint-Sauveur, Montreal, Canada, October 2006, TWI.

154. K. Savolainen, T. Saukkonen, J. Mononen and H. Hanninen: Proc. 7th Int. Symp. on ‘Friction stir welding’, Awaji Island, Japan, May 2008, TWI.

155. C. Z. Zhou, X. Q. Yang and G. H. Luan: *Scr. Mater.*, 2006, 54, 1515–1520.

156. H. Okamura, K. Aota, M. Sakamoto, M. Ezumi and K. Ikeuchi: *J. Jpn Weld. Soc.*, 2001, 19, 446–456.

157. Chen H.B. The investigation of typical welding defects for 5456 aluminum alloy friction stir welds / H.B. Chen, K. Yan, S.B. Chen, C.Y. Jiang, Y. Zhao // *Materials Science and Engineering A*. – 2006. – Vol. 433. – P. 64–69.

158. Тарасов С.Ю. Рентгеноскопия дефектов типа стыковой линии в сварном шве, полученном методом сварки трением с перемешиванием / С.Ю. Тарасов, В.Е. Рубцов, Е.А. Колубаев, С.Ф. Гнусав, Ю.А. Кудинов // *Дефектоскопия*. – 2015. – № 9. – С. 61–69.

159. M. Jariyaboon, A. J. Davenport, R. Ambat, B. J. Connolly, S. W. Williams and D. A. Price: *Corros. Sci.*, 2007, 49, 877–909.

160. 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.

161. Hao H.L. Effect of welding parameters on microstructure and mechanical properties of friction stir welded Al–Mg alloy / H.L. Hao, D.R. Ni, H. Huang, D. Wang, B.L. Xiao, Z.R. Nie, Z.Y. Ma // *Materials Science and Engineering: A*. – 2013. – Vol. 559. – P. 889–896.

162. Liu H. The effect of interface defect on mechanical properties and its formation mechanism in friction stir lap welded joints of aluminum alloys / H. Liu, Y. Hu, Ya. Peng, Dou Chao, Z. Wang // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2016. – Vol. 238. – P. 244–254.

163. Y. S. Sato, S. H. C. Park, M. Michiuchi and H. Kokawa: *Scr. Mater.*, 2004, 50, 1233–1236.

164. Покляцкий, А.Г. Характерные дефекты при сварке трением с перемешиванием тонколистовых алюминиевых сплавов и основные причины их образования / А.Г. Покляцкий // *Автоматическая сварка*. – 2008. – № 6. – С. 48–52.

165. Sato, Y.S., Takauchi, H., Park, S.H.C., Kokawa, H. Characteristics of the kissing-bond in friction stir welded Al alloy 1050 // *Materials Science and Engineering A*. – 2005. – V. 405, Issue 1-2, P. 333-338.

166. Заикина А.А., Левихина А.В. Особенности разрушения сварных соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием, при статическом растяжении // Современные проблемы науки и образования. 2014. № 5. С. 23–30; URL: <https://science-education.ru/ru/article/view?id=15072>

(дата обращения: 02.04.2026).

167. Cerri E., Leo P. Influence of high temperature thermal treatment on grain stability and mechanical properties of medium strength aluminium alloy friction stir welds // Journal of Materials Processing Technology. – 2013. – Vol. 213, iss. 1. – P. 75–83. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2012.09.001.

168. Effect of welding parameters on microstructure and mechanical properties of friction stir welded Al-Mg alloy / H.L. Hao, D.R. Ni, H. Huang, D. Wang, B.L. Xiao, Z.R. Nie, Z.Y. Ma // Materials Science and Engineering: A. – 2013. – Vol. 559. – P. 889–896. – doi: 10.1016/j.msea.2012.09.041.

169. Особенности формирования сварного соединения при сварке трением с перемешиванием алюминиевого сплава В-1469 / В.И. Лукин, Е.Н. Иода, А.В. Базескин, И.П. Жегина, Л.В. Котельникова, В.В. Овчинников // Сварочное производство. – 2012. – № 6. – С. 30–36.

170. Сизова О.В., Заикина А.А., Рубцов В.Е. Влияние технологических режимов сварки трением с перемешиванием на механические свойства и характер разрушения алюминиево-магниевого сплава // Вопросы материаловедения. – 2016. – № 4 (88). – С. 101–108. – doi: 10.22349/1994-6716-2016-88-4-101-108.

171. Effect of initial base metal temper on microstructure and mechanical properties of friction stir processed of Al-7B04 alloy / Y. Chen, H. Ding, Z. Cai, J. Zhao, J. Li // Materials Science and Engineering: A. – 2016. – Vol. 650. – P. 396–403. – doi: 10.1016/j.msea.2015.10.083.

172. Разрушение стыковых соединений алюминиево-магниевого сплава, выполненных сваркой трением с перемешиванием / О.В. Сизова, А.В. Колубаев, Е.А. Колубаев, А.А. Заикина, В.Е. Рубцов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2014. – № 3 (64). – С. 14–21.

173. Дриц А.М., Овчинников В.В., Резцов Р.Б. Дефекты, возникающие при сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов системы Al–Mg, и способы их устранения. // Технология легких сплавов. 2022. – №4. – С. 14–25. DOI: 10.24412/0321-4664-2022-4-14-25.

174. Шанявский А.А. Масштабные уровни процессов усталости металлов // Физическая мезомеханика. – 2014. – Т. 17, № 6. – С. 87–98.

175. P. L. Threadgill. Friction stir welding of aluminium alloys. / P. L. Threadgill, A. J. Leonard, H. R. Shercliff, P. J. Withers. // International Materials Reviews. 2009. – Vol 54. – NO 2. – P.49–93.

176. Феофанов А.Н. К вопросу образования несплавлений и пустот в сварных швах алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием. / А.Н. Феофанов, В.В. Овчинников, Р.Б. Резцов, Д.М. Богуш. // Сварочное производство. 2025. №4. – С.5–12.

ПРИЛОЖЕНИЯ

Приложение 1

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«МОСКОВСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»
(МОСКОВСКИЙ ПОЛИТЕХ)

УТВЕРЖДАЮ

АКТ

№ _____

(место составления)

Проректор по учебной работе

Г.Х. Шарипзянова

2026 г.



О внедрении в учебный процесс университета результатов диссертационной работы «Дефекты соединений плит алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием, их влияние на структуру и свойства соединений и методы их устранения», выполненной аспирантом кафедры «Материаловедение» Резцовым Русланом Борисовичем.

Мы, нижеподписавшиеся директор департамента по образовательной политике, декан факультета машиностроения, заведующий кафедрой «Материаловедение» составили настоящий акт о том, что результаты диссертационной работы по теме «Дефекты соединений плит алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием, их влияние на структуру и свойства соединений и методы их устранения» имеют теоретическое и практическое значение для учебного процесса и внедрены в учебный процесс Московского политехнического университета при обучении студентов направления подготовки: 22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов» (профиль «Перспективные материалы и технологии» дисциплина «Металлические материалы») в форме лекции по теме «Алюминий и сплавы на его основе» и семинарского занятия «Применение алюминиевых сплавов».

Кафедра, внедрившая результаты: «Материаловедение».

Номер протокола и дата заседания кафедры, на котором рассмотрены результаты внедрения: протокол №11/26 от 04.06.2026.

Начало использования объекта внедрения: 02 февраля 2026 года.

Директор
департамента по
образовательной политике

(личная подпись)

А.Б. Максимов

Декан факультета,
внедривший разработку

(личная подпись)

Е.В. Сафонов

Заведующий кафедрой

(личная подпись)

В.В. Овчинников

Составлен в 2-х экземплярах:

1-й экземпляр – факультет машиностроения

2-й экземпляр – кафедра «Материаловедение»



АКТ
об использовании результатов
диссертационной работы на соискание ученой степени кандидата
технических наук

Настоящий акт составлен о том, что результаты диссертационной работы Резцова Руслана Борисовича «Дефекты соединений плит алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием, их влияние на структуру и свойства соединений и методы их устранения», представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук, использованы в производственной деятельности ЗАО «Чебоксарское предприятие «Сеспель»:

- в качестве обоснования требований к контролю качества стыковых сварных соединений алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием;
- при разработке и реализации мероприятий по устранению причин образования брака сварных швов алюминиевых сплавов изделий, выпускаемых ЗАО «Чебоксарское предприятие «Сеспель»;
- для разработки и внедрения технологического процесса сварки трением с перемешиванием различных конструкций и последующей оценки качества сварных швов;
- для создания методики и технологических карт неразрушающего контроля сварных соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием.

Лауреат премии Правительства
Российской Федерации 2023 года
в области науки и техники за создание
новых технологий и оборудования
сварки изделий гражданского и
специального назначения,
Директор

 Бакшаев В.А.