

**МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ**

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

На правах рукописи



ГУБИН АНТОН МИХАЙЛОВИЧ

**ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С
ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА
СОЕДИНЕНИЙ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ
АЛЮМИНИЯ**

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 2023

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
Введение.....	5
Глава 1. ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ С АЛЮМИНИЕВОЙ МАТРИЦЕЙ И ПРОБЛЕМЫ ИХ СВАРКИ.....	13
1.1. Классификация композиционных материалов с металлической матрицей.....	13
1.2. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы с алюминиевой матрицей.....	20
1.3. Проблемы сварки плавлением дисперсно-упрочненных композиционных материалов с алюминиевой матрицей.....	43
1.4. Процесс сварки трением с перемешиванием и перспективы его применения для соединения дисперсно-упрочненных композиционных материалов с алюминиевой матрицей.....	59
1.5. Цель и задачи исследований.....	65
Глава 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	68
2.1. Исследуемые материалы.....	68
2.2. Сварка трением с перемешиванием.....	70
2.3. Дефектоскопия сварных соединений.....	71
2.4. Методы исследования механических свойств соединений.....	72
2.5. Методы исследования структуры сварных соединений.....	76
Глава 3. ВЛИЯНИЕ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ.....	80
3.1. Экспериментальный выбор режимов СТП дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов.....	80
3.2. Влияние объемного содержания армирующих частиц Al_2O_3 на	

параметры режима СТП ДУАКМ.....	82
3.3. Рациональные значения параметров режимов СТП ДУАКМ частицами SiC в зависимости от их объемного содержания.....	90
3.4. Металлографические исследования структуры сварных соединений дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов.....	91
3.5 Планирование эксперимента при оптимизации технологических режимов СТП дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов.....	94
3.6. Влияние режимов СТП на механические характеристики сварных соединений дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов.....	104
3.7 Влияние шероховатости лицевой поверхности швов, выполненных СТП, на усталостные характеристики сварных соединений дисперсно-упрочненных композиционных материалов.....	115
Выводы к главе 3.....	120
Глава 4. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ СТП ДИСПЕРНО-УПРОЧНЕННЫХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ.....	122
4.1. Влияние подготовки поверхности на качество сварных соединений, выполненных СТП.....	122
4.2. Влияние параметров режима сварки трением с перемешиванием на механические характеристики сварных соединений.....	127
4.3. Электронно-микроскопические исследования структуры соединений ДУАКМ.....	134
4.4. Влияние температуры испытаний на свойства основного	

материала и сварных соединений ДУАКМ.....	137
Выводы к главе 4.....	143
Глава 5. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ СПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ДУАКМ С ДЕФОРМИРУЕМЫМИ АЛЮМИНИЕВЫМИ СПЛАВАМИ.....	145
5.1. Структура и механические свойства ДУАКМ на основе сплава Д16 с деформируемым алюминиевым сплавом системы Al–Cu– Mg.....	145
5.2. Инородные металлические включения в швах ДУАКМ, выполненных сваркой трением с перемешиванием.....	161
Выводы к главе 5.....	172
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	175
Список литературы.....	178
Приложения.....	190

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. Дисперсно-упрочненные сплавы представляют собой композиционные спеченные материалы, содержащие искусственно вводимые в них высокодисперсные, равномерно распределенные частицы фаз, не взаимодействующих с матрицей и не растворяющихся в ней до температуры ее плавления. Наиболее эффективное упрочнение обеспечивается при содержании упрочняющей фазы в количестве 3–15%, размере ее частиц до 1 мкм и среднем расстоянии между ними 0,1–0,5 мкм.

Дисперсно-упрочненные материалы сохраняют микрогетерогенное строение и дислокационную структуру, а, следовательно, и работоспособность до $(0,9–0,95)T_{пл}$ матрицы. Высокая работоспособность дисперсно-упрочненных материалов при повышенных температурах объясняется тем, что при наличии в матрице второй фазы скольжение дислокаций в зернах металла становится возможным при больших напряжениях, границы зерен блокируются, а рост зерен затормаживается практически до температуры плавления матрицы. При создании дисперсно-упрочненных материалов выбирают фазу–упрочнитель и способ введения ее в матрицу.

Фаза–упрочнитель должна иметь высокую термодинамическую прочность, малую величину скорости диффузии компонентов фазы в матрицу, высокую чистоту и большую суммарную поверхность частиц. К упрочняющим фазам с такими свойствами относятся оксиды некоторых металлов (чаще всего Al_2O_3 , SiO_2 , ThO_2 , ZrO_2 , Cr_2O_3), карбиды, нитриды и другие соединения.

Способ введения частиц фазы–упрочнителя в матрицу влияет на структуру дисперсно-упрочненного материала, которая может быть дисперсной или агрегатной. Способами введения фазы–упрочнителя и получения смеси является:

- механическое смешивание порошков оксидов металла и упрочняющей фазы с последующим восстановлением оксидов основного металла;
- механическое смешивание порошков металла матрицы и упрочняющей фазы;
- поверхностным окислением порошка основного металла;
- химическое смешивание, предусматривающее совместное осаждение солей и их последующее восстановление с образованием металла и сохранением фазы–упрочнителя;
- внутренним окислением или азотированием порошков.

Первые три метода приводят к образованию агрегатной структуры, а последние два – к дисперсной.

В алюминиевых сплавах в качестве упрочняющей фазы используется оксид алюминия Al_2O_3 , легко образующийся в результате высокой склонности алюминия к поверхностному окислению и позволяющий получать равномерное распределение его в матрице. Содержание упрочняющей фазы (Al_2O_3) обычно находится в пределах 4–14%.

Высокие механические характеристики при повышенных температурах имеют дисперсно-упрочненные композиционные материалы (ДУКМ) на основе алюминия, упрочненные частицами карбида алюминия Al_4C_3 ($\sigma_B = 450\text{--}500$ МПа, $\delta = 4\%$) или карбида кремния SiC.

При изготовлении деталей и конструкций из дисперсно-упрочненных композиционных материалов на основе алюминия встает вопрос о соединении отдельных заготовок в конструктивный узел. Для соединения ДУКМ использовалась сварка плавлением, и в частности, аргонодуговая сварка неплавящимся вольфрамовым электродом.

Процесс дуговой сварки дисперсно-упрочнённых алюмоматричных композиционных материалов (ДУАКМ) связан с рядом проблем, возникающих при данном процессе:

- неблагоприятное влияние армирующей фазы на поведение дугового разряда;
- перераспределение армирующей фазы в сварном шве;
- растворение армирующей фазы в сварочной ванне;
- низкая текучесть ванны КМ с долей армирования 18%.

При сварке плавлением дисперсно-упрочнённых алюмоматричных композиционных материалов отмечается повышенная пористость металла шва, которая вызвана образованием зародышей газовой фазы на подложке из керамических армирующих частиц.

Анализ литературы, а также последние достижения в машиностроении, свидетельствуют о том, что наиболее перспективными методами получения соединений дисперсно-упрочнённых алюмоматричных композиционных материалов являются процессы формирования соединения в твердой фазе, в частности сварки трением с перемешиванием.

В этой связи, актуальным становится исследование влияния параметров процесса сварки трением с перемешиванием на структурно-фазовое состояние дисперсно-упрочнённых алюмоматричных композиционных материалов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда №19–33–90272 «Закономерности структурно-фазовых превращений в жаропрочных алюминиевых сплавах и дисперсионно армированных керамическими частицами композиционных материалов на алюминиевой основе при сварке трением с перемешиванием и разработка на их основе мероприятий повышения качества соединений».

Степень разработанности темы. Большой вклад в решение проблемы повышения комплекса свойств сварных соединений при сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов внесли ученые Штрикман М.М., Лукин В.И., Колубаев А.Е., Дриц А.М., Бакшаев В.А., Фролов В.А., Бойцов А.Г., Тарасов С.Ю., Миронов С.Ю., Павлова В.И., W.M. Thomas, C.J. Dawes, R.S. Mishra, Y.S. Sato, E. Cerri и др.

Целью диссертационной работы является определение зависимостей свойств сварных соединений от структурно-фазового состояния и параметров режима при сварке трением с перемешиванием дисперсно-упрочнённых алюмоматричных композиционных материалов для создания на их основе сварных конструкций.

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

1. Исследовать влияние основных технологических параметров режима сварки трением с перемешиванием листов дисперсно-упрочнённых алюмоматричных композиционных материалов на механические характеристики и шероховатость поверхности сварных соединений.

2. Установить влияние параметров режима сварки трением с перемешиванием на распределение упрочняющих частиц в пределах зоны перемешивания соединения дисперсно-упрочнённого алюмоматричного композиционного материала.

3. Изучить влияние объемной доли упрочняющих частиц в дисперсно-упрочняемом композиционном материале на формирование швов при сварке трением с перемешиванием и их фазовый состав.

4. Исследовать влияние шероховатости поверхности швов на усталостные характеристики сварных соединений ДУАКМ на основе матрицы из сплавов 1565ч и Д16Т.

5. Определить возможность получения качественных соединений ДУАКМ с деформируемыми алюминиевыми сплавами и их свойства при нормальной и повышенной температуре испытаний.

6. Установить влияние объемной доли упрочняющей фазы в дисперсно-упрочнённом композиционном материале на интенсивность и характер износа рабочего инструмента при сварке трением с перемешиванием стыковых соединений.

Научная новизна работы заключается в следующем:

1. Экспериментально установлена возможность получения качественных бездефектных соединений дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов в условиях сварки трением с перемешиванием при объемной доле упрочняющих частиц Al_2O_3 , SiC и B_4C 10–30 об. %.

2. Разработаны расчетные модели зависимостей прочности и шероховатости поверхности сварных соединений дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов от параметров режима сварки (обобщенный показатель подача инструмента на один его оборот) и объемной доли упрочняющих частиц. Определено критическое значение шероховатости поверхности шва, при котором обеспечиваются высокие значения малоциклового усталости.

3. Показано, что очагами разрушения являются поверхностные несовершенства сварного шва. Установлено, что при шероховатости поверхности $Rz \geq 60$ мкм разрушение является многоочаговым и развивается от неровностей сварного шва на все сечение образца, а при $Rz \leq 50$ мкм – одноочаговым с присутствием вязкой составляющей.

4. Установлено, что коэффициент прочности сварного соединения дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов составляет 0,81–0,88 и снижается с увеличением объемной доли упрочняющих частиц. При этом временное сопротивление зоны перемешивания превышает значения временного сопротивления сварного соединения.

5. При сварке трением с перемешиванием в сварных соединениях сохраняется равномерное распределение упрочняющих частиц и отсутствует химическое взаимодействие между матричным сплавом и упрочняющими частицами с образованием нежелательных фаз типа Al_4C_3 .

Теоретическая и практическая значимость:

На основании полученных результатов исследований разработана производственная инструкция и комплект технологической оснастки и

рабочий инструмент для сварки трением с перемешиванием алюмоматричных дисперсно-упрочненных композиционных материалов. Также получены следующие результаты, имеющие важное практическое значение:

- определены диапазоны изменения основных технологических параметров процесса сварки трением с перемешиванием, которые рекомендуются для получения сварных соединений ДУКМ на алюминиевой основе с учетом их влияния на свойства композиционных материалов при повышенных температурах;

- проведена оценка работоспособности стыковых соединений ДУКМ в экспериментальных сварных конструкциях;

- установлены причины повышенного износа рабочего инструмента при сварке трением с перемешиванием дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов по сравнению со сваркой матричного сплава. Снижение износа инструмента может быть обеспечено за счет уменьшения частоты вращения инструмента при сопутствующем подогреве свариваемого материала до 150–180 °С, а также при нанесении на инструмент вакуумных ионно-плазменных покрытий.

- разработаны технологические рекомендации по изготовлению сварных узлов и сборок из ДУКМ с применением сварки трением с перемешиванием.

- результаты исследований включены в учебный процесс при преподавании дисциплины «Технологии конструкционных материалов» направления 22.03.01 в ФГАОУ ВО «Московский Политех», а также при руководстве научными работами бакалавров и магистрантов, что подтверждено соответствующим актом.

Положения, выносимые на защиту:

1. Совокупность экспериментальных данных о критериях выбора параметров режима сварки трением с перемешиванием дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов в зависимости

от объемной доли упрочняющих частиц, обеспечивающих формирование стыковых соединений без внутренних дефектов;

2. Результаты исследования воздействия технологических нагревов на структуру и прочностные свойства стыковых соединений дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов, выполненных сваркой трением с перемешиванием;

3. Совокупность экспериментальных данных, доказывающих отсутствие химического взаимодействия между матричным сплавом и упрочняющими частицами с образованием нежелательных фаз типа Al_4C_3 , а также формирование соединений с равномерным распределением упрочняющих частиц.

4. Результаты исследований механических свойств стыковых соединений дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов при нормальной и повышенных температурах испытаний.

Методы исследования и достоверность полученных результатов.

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

Реализация результатов работы.

Результаты диссертационной работы использованы при разработке технологических процессов сварки трением с перемешиванием изделий из дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов и деформированных алюминиевых сплавов.

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

Степень достоверности результатов.

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

Апробация работы.

Результаты работы доложены и обсуждены на четырех научно-практических конференциях, в том числе: 9-ая Международная научно-практическая конференция "Перспективное развитие науки, техники и технологии", 1 ноября 2019 г., г. Курск, Юго-Западный государственный университет; научная конференция ГНИИ "Нацразвитие" (Санкт-Петербург, Август 2020); Международная научно-техническая конференция, г. Ялта, 01–05 марта 2021 г.

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

Публикации: основное содержание диссертации отражено в 15 научных работах в рецензируемых научных журналах, сборниках и трудах конференций, из них 12 статей, входящих в перечень журналов из списка ВАК.

Структура и объем диссертации. Диссертационная работа состоит из введения, пяти глав, заключения и списка литературы из 145 наименований, 2-х приложений, всего 191 страница машинописного текста, в том числе 79 рисунков и 41 таблица.

Глава 1. ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ С АЛЮМИНИЕВОЙ МАТРИЦЕЙ И ПРОБЛЕМЫ ИХ СВАРКИ

1.1. Классификация композиционных материалов с металлической матрицей

Металлические композиционные материалы (МКМ) – это материалы, в которых матрицей выступают металлы и их сплавы, а арматурой – металлические и неметаллические волокна или частицы.

В МКМ конструкционного назначения армирующие элементы (нитевидные кристаллы, поликристаллические и аморфные неметаллические волокна, металлические проволоки, дисперсные частицы) воспринимают нагрузку, а металлическая матрица передает нагрузку наполнителю и распределяет ее между ними. Поэтому механические свойства МКМ зависят, прежде всего, от свойств наполнителя.

Выбор матричного материала определяется требованиями совместимости его с материалом арматуры, а также технологическими и эксплуатационными характеристиками.

Совместимость называют способность арматуры сохранять форму и структуру, а, следовательно, и высокую прочность, как в процессе изготовления МКМ, так и в условиях его эксплуатации.

Наиболее остро проблема совместимости возникает в МКМ, где арматурой служат металлические волокна, т.к. они подвержены химическому взаимодействию с матрицей и взаимной диффузии. Эти явления могут привести к растворению и рекристаллизации волокон, возникновению хрупких фаз на границе раздела волокно – матрица и, как следствие, к разупрочнению арматуры и материала в целом.

К технологическим требованиям относят способность компонентов материала, и в первую очередь матрицы, подвергаться тому или иному виду пластической деформации, литья, порошковой металлургии и пр.

Эксплуатационные свойства МКМ характеризуются способностью противостоять воздействию внешней среды (температуры, давления, вибрации, коррозии и т.д.).

Единой общепринятой классификации композиционных материалов не существует. Разработано несколько подходов к классификации композиционных материалов, когда деление композитов производится по ряду признаков.

Наиболее часто применяется классификация композиционных материалов, в основу которой положено их деление по материаловедческому признаку.

В соответствии с этой классификацией композиционные материалы делятся на полимерные (ПКМ), металлические (МКМ), керамические (ККМ), углерод-углеродные (УУКМ) и гибридные (ГКМ). Гибридные композиты представляют собой материалы с матрицей смешанного типа.

К.И. Портным [1] предложена классификация композиционных материалов (КМ), в основу которой положено три признака:

- а) геометрия компонентов композиционных материалов;
- б) пространственное расположение компонентов (схема армирования);
- в) природа компонентов композиционных материалов.

Классификация КМ по геометрии компонентов. По геометрии компонентов КМ подразделяются на три основные группы (рисунок 1.1):

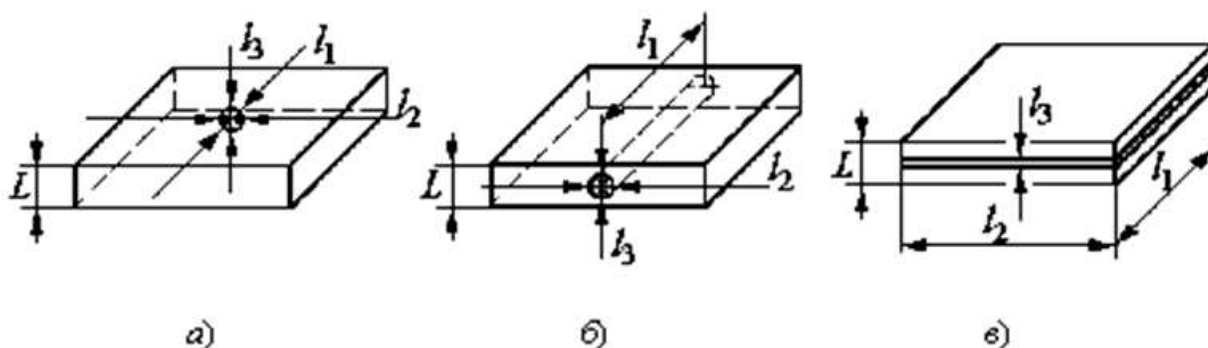


Рисунок 1.1 – Классификация композиционных материалов по геометрии компонентов: а – нульмерный; б – одномерный; в – двумерный

- 1) материалы с нельмерными компонентами;

2) материалы с одномерными компонентами;

3) материалы с двумерными компонентами.

Классификация КМ по данному признаку основана на понятии элементарного образца КМ, то есть такого минимального объема материала, который характеризуется всем комплексом основных признаков КМ.

Классификация КМ по расположению компонентов. По расположению компонентов, т.е. по схеме армирования, КМ делятся на три группы:

1) с одноосным (линейным) расположением армирующего компонента. В этих КМ армирующие компоненты в виде волокон или ориентированных цепочек нитевидных кристаллов располагаются в матрице параллельно друг другу, что достигается с помощью нульмерных или одномерных компонентов.

2) с двухосным (плоскостным) расположением армирующего компонента. Армирующие компоненты в виде волокон, фольг, матов из нитевидных кристаллов расположены в матрице в плоскостях, параллельных друг другу.

3) с трехосным (объемным) расположением компонентов, В этой схеме армирования невозможно выделить одно или два преимущественных направления в материале.

Классификация КМ по природе компонентов. По природе компонентов КМ делятся на группы в зависимости от количества компонентов (например, на две группы – по природе матрицы и по природе армирующего компонента). Каждая группа, в свою очередь, делится на четыре подгруппы, имеющие компоненты из металлов и сплавов; неметаллических материалов (например, углерода); неорганических соединений (оксид, карбиды, нитриды и т.п.); органических соединений.

В соответствии с этим признаком композиционный материал углерод-углерод относится по природе матрицы к группе КМ с матрицей из неметаллических элементов, по природе армирующего компонента – к

группе КМ со вторым компонентом из неметаллических элементов. Углепластики относятся по природе матрицы к группе КМ с матрицей из органических соединений, по природе армирующего компонента – к группе КМ со вторым компонентом из неметаллических элементов.

Дополнениями к рассмотренным группам являются полиматричные и полиармированные КМ. Полиматричные КМ состоят из чередующихся слоев двух или более КМ с матрицами различного химического состава (рисунок 1.2, а). Полиармированные КМ содержат три или более различных по составу армирующих компонента, равномерно распределенных в матрице (рисунок 1.2, б).

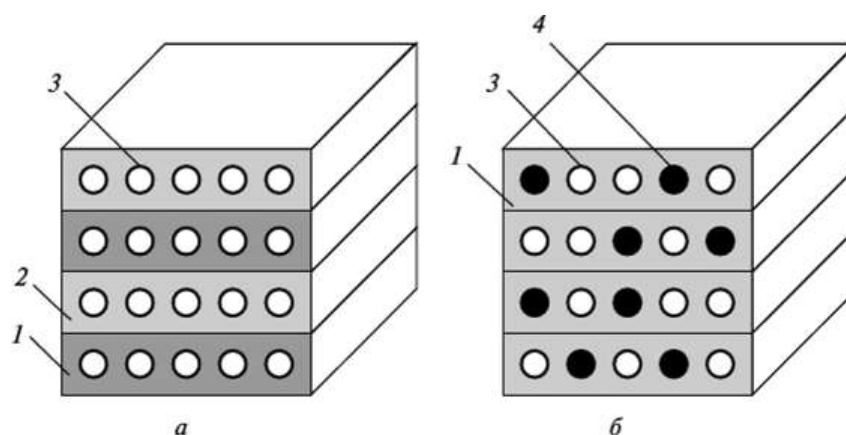


Рисунок 1.2 – Примеры композиционных материалов:
 а – полиматричный, 1 – матрица 1, 2 – матрица 2, 3 – волокно;
 б – полиармированный, 1 – матрица, 3 – волокно 1, 4 – волокно 2

Полиармированные КМ могут быть простыми, если содержат армирующие компоненты различной природы, но одинаковой размерности, и комбинированными, если содержат армирующие компоненты различной размерности и различной природы. Например, стеклоуглепластик является простым полиармированным КМ, а боралюминий с прослойками из титановой фольги — комбинированным полиармированным КМ.

Разделять композиционные материалы по другим признакам авторы данной классификации считают нецелесообразным.

Классификация КМ по материалу матрицы (материаловедческий принцип). Одним из наиболее важных признаков классификации КМ является материал матрицы и армирующих элементов. Общее название КМ, как правило, происходит от материала матрицы. КМ с металлической матрицей называют металлическими композиционными материалами (МКМ), с полимерной матрицей — полимерными композиционными материалами (ПКМ), с неорганической — неорганическими композиционными материалами. КМ, содержащие два и более различных по составу матричных материала, называют полиматричными.

Для характеристики металлических композиционных материалов чаще используют двойное обозначение: вначале пишут материал матрица, затем — материал волокна. Например, обозначение медь–вольфрам (Cu–W) соответствует композиционному материалу, в котором матрицей является медь, а волокнами — вольфрам.

Для неорганических КМ характерно такое же обозначение, как для МКМ, т.е. в двойном наименовании первое слово относится матрице, а второе — к волокну. Например, обозначение «оксид алюминия–молибден (Al_2O_3 –Mo)» соответствует композиционному материалу с матрицей из оксида алюминия и молибденовыми волокнами.

В некоторых случаях для обозначения КМ используется одно сложное слово, например бороалюминий или углеалюминий. В этом случае первая часть слова соответствует материалу волокна, а вторая — материалу матрицы.

Классификация КМ по геометрии армирующих элементов. В соответствии с геометрией армирующих элементов (порошки или гранулы, волокна, пластины) КМ делятся на порошковые (гранулированные), волокнистые и пластинчатые. К первой группе относят дисперсно-упрочненные КМ, ко второй — КМ, армированные непрерывными и дискретными волокнами, например композиция алюминий–борные волокна. К третьей группе относятся КМ, армированные непрерывными дискретными

пластинами, например слоистые КМ, состоящие из чередующихся тонких фольг стали, алюминия и титана.

Классификация КМ по структуре и расположению компонентов. В соответствии с классификацией по структуре и расположению компонентов КМ делятся на группы с каркасной, матричной, слоистой и комбинированной структурами. Каркасную структуру имеют, например, псевдосплавы, полученные методом пропитки, матричную – дисперсно-упрочненные и армированные КМ, а слоистую – композиции, полученные из набора чередующихся фольг или листов материалов различной природы или состава. Комбинированную структуру имеют материалы, содержащие комбинации первых трех групп. Например, псевдосплавы, каркас которых упрочнен дисперсными включениями, относятся к КМ, сочетающим каркасную и матричную структуры.

Классификация матричных КМ по схемам армирования (конструкционный принцип). По ориентации и типу арматуры все КМ можно разделить на две группы – изотропный и анизотропные. Изотропными называют материалы, которые имеют одинаковые свойства (например, прочностные) во всех направлениях. Свойства анизотропных материалов зависят от направления в исследуемом объекте. Анизотропия КМ конструкционна: ее специально предусматривают при проектировании материала для того, чтобы обеспечить необходимый уровень свойств изделия.

КМ с матричной структурой делятся на хаотично-армированные и упорядоченно-армированные. Хаотично-армированные КМ содержат армирующие элементы в виде дисперсных включений, дискретных или непрерывных волокон. Эти материалы являются изотропными или квазиизотропными. Термин «квазиизотропный» означает, что КМ является анизотропным в микрообъеме, но изотропным в объеме всего изделия, Упорядоченно-армированные КМ подразделяются на однонаправленные, т.е. одноосно-армированные, двухосно-армированные (с плоскостным

расположением арматуры) и трехосно-армированные (с объемным расположением арматуры).

Классификация КМ по методам получения (технологический принцип). В соответствии с этой классификацией КМ делятся на материалы, полученные жидкофазными и твердофазными методами, а также методами осаждения – напыления, комбинированными методами. К жидкофазным методам относятся пропитка (пропитка арматуры полимерами или расплавленными металлами) и направленная кристаллизация сплавов. К твердофазным методам получения КМ относятся прокатка, экструзия, ковка, штамповка, уплотнение взрывом, диффузионная сварка, волочение и др. Композиционные материалы, получаемые твердофазными методами, используются в виде порошка или тонких листов. Композиционные материалы, заготовка которых представляет набор чередующихся слоев матрицы в виде тонких листов (фольг) и армирующих элементов, уложенных в заданной последовательности, иногда называют композициями типа сэндвича.

При получении КМ методами осаждения-напыления матрица наносится на волокна из растворов солей или других соединений, из парогазовой фазы, из плазмы и т.п. Комбинированные методы заключаются в последовательном или параллельном применении нескольких методов. Например, в качестве предварительной операции может использоваться плазменное напыление, а в качестве окончательной операции – прокатка или диффузионная сварка.

Классификация КМ по назначению (эксплуатационный принцип). Следует отметить, что классификация КМ по назначению достаточно условна, поскольку часто композиты являются многофункциональными материалами. Тем не менее среди множества КМ выделяют материалы общего конструкционного назначения (несущие конструкции судов, самолетов, автомобилей и др.), жаропрочные материалы (лопатки турбин самолетов, камеры сгорания), термостойкие материалы (изделия, работающие в

условиях частых теплосмен), фрикционные материалы (тормозные колодки), антифрикционные материалы (подшипники скольжения), ударопрочные материалы (броня самолетов, танков), теплозащитные материалы, материалы со специальными свойствами (магнитными, электрическими и т.п.).

1.2. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы с алюминиевой матрицей

Дисперсно-упрочнённые алюмоматричные композиционные материалы (ДУАКМ) являются перспективными материалами, т.к. обладают рядом полезных свойств. Основные из них – высокие значения прочности, износостойкости, теплопроводности, а также термическая стабильность. КМ становятся серьёзными конкурентами традиционным сплавам из-за относительной дешевизны и простоты способов производства.

В отличие от волокнистых композиционных материалов в дисперсионно-упрочненных композиционных материалах матрица является основным элементом, несущим нагрузку, а дисперсные частицы тормозят движение в них дислокаций. Высокая прочность достигается при размере частиц 10–500 нм при среднем расстоянии между ними 100–500 нм и равномерном распределении их в матрице. Прочность и жаропрочность в зависимости от объемного содержания упрочняющих фаз не подчиняется закону аддитивности. Оптимальное содержание второй фазы для различных металлов неодинаково, но обычно не превышает 5–10%.

Использование в матричном металле в качестве упрочняющих фаз стабильных тугоплавких соединений (Al_2O_3 , SiC, Si_3N_4) – керамических частиц позволяет сохранить высокую прочность материала. В связи с этим такие материалы применяют чаще как жаропрочные материалы. Дисперсионно-упрочняемые композиционные материалы могут быть получены на основе большинства применяемых в технике металлов и сплавов.

Таким образом, дисперсионно упрочненными сплавами называют КМ, в которые на одной из технологических операций искусственно вводят высокодисперсные равномерно распределенные на заданном расстоянии частицы, не взаимодействующие активно с матрицей и не растворяющиеся в ней заметно, вплоть до температур плавления фаз.

Технология получения ДУАКМ заключается в выборе упрочняющей фазы и метода ее введения, определении объемного содержания, а также разработке рациональных режимов деформации и термической обработки. Выбирая упрочняющую фазу, следует исходить из ее термодинамических свойств, диффузионной подвижности в матрице и других параметров, учитывающий условия эксплуатации данной композиции. Объемное содержание упрочняющей фазы определяется технологическими возможностями равномерно распределить входящие в состав сплава компоненты.

В ДУАКМ обычно существует два типа структур – агрегатная и дисперсная (рисунок 1.3). В агрегатной структуре частицы упрочняющей фазы окружены несколькими зернами матрицы, имеющими различную кристаллографическую ориентацию, в дисперсной же структуре частицы упрочняющей фазы полностью окружены одинаково ориентированной матрицей. Преобладание той или иной структуры определяется способом получения порошковых смесей.

При формовании, спекании и термической обработке в полученной композиции по возможности должны сохраняться дисперсность и характер распределения упрочняющей фазы. В некоторых случаях за счет измельчения частиц при прессовании удастся существенно улучшить структурные параметры по сравнению с параметрами исходных порошкообразных смесей.

Процесс получения ДУАКМ должен быть таким, чтобы обеспечить создание стабильной дислокационной структуры, способствующей многократному повышению прочности и сохранению пластичности.

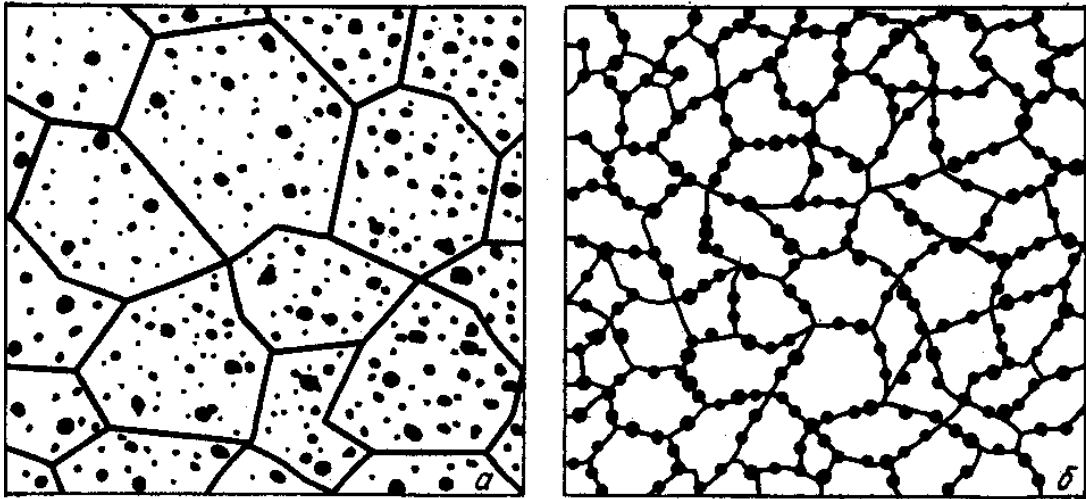


Рисунок 1.3 – Типы структур в дисперсно-упрочненных композиционных материалах:

a – дисперсная; *б* – агрегатная

Дисперсионно-упрочненные сплавы называют также дисперсионно-упрочненными композиционными материалами (ДУКМ). ДУКМ имеют металлическую матрицу, а вторая фаза представлена в виде мелких (< 1 мкм) частиц нитридов, оксидов или карбидов. Очень важны физическая, химическая совместимость материалов в матрице и армирующей фазе. Есть различные примеры таких материалов со специальными свойствами (например, система «медь-графит» для скользящих электроконтактов), но важнейшим видом этих композитов являются – алюминиевые сплавы типа САП.

САП (спеченный алюминиевый порошок) представляет собой композицию, упрочненную ее оксидами – керамическими частицами корунда (Al_2O_3). Этот дисперсно-упрочненный материал уже более 40 лет производят в промышленном масштабе.

Алюминиевый порошок получают распылением расплавленного металла с последующим измельчением в шаровых мельницах до размера около 1 мкм в присутствии кислорода. С увеличением длительности помола пудра становится мельче и в ней повышается содержание оксида алюминия.

Несмотря на многообразие вариантов технологии производства изделий и полуфабрикатов из САП, все они имеют общие особенности и включают следующие операции: получение порошковых смесей, холодное прессование, предварительное спекание, горячее прессование и выдавливание спеченной алюминиевой заготовки в форме изделия, которые можно подвергать дополнительной термической обработке.

Свойства изделий зависят от степени деформации материала. Все марки отечественных и зарубежных сплавов типа САП удовлетворительно деформируются в горячем состоянии, а сплавы с 6–9% Al_2O_3 хорошо деформируются и на холоде. Так, из сплава САП-1 экструзией и холодным волочением можно получить трубы с толщиной стенки 0,4 мм, а прокаткой на специальных станках трубы переменного сечения (с уменьшением сечения 75%) или с поперечными винтовыми ребрами. Прокаткой листов удается получить фольгу толщиной до 0,03 мм.

С увеличением содержания упрочняющей фазы характеристики прочности постоянно растут. Отечественные и зарубежные марки сплавов типа САП содержат 4–14% Al_2O_3 . При увеличении количества упрочняющей фазы повышаются твердость, прочность и жаропрочность сплава САП, а пластичность уменьшается. Наиболее распространены сплавы со средним содержанием оксидной фазы 7% (САП-1, SAP-930), 10–11% (САП-2, SAP-895) и 13–14% (САП-3, SAP-865).

Согласно другим источникам марки САП, применяемые в России, содержат 6–23 % Al_2O_3 . Различают САП-1 с содержанием 6–9, САП-2 – с 9–13, САП-3 – с 13–18 % Al_2O_3 . С увеличением объемной концентрации оксида алюминия возрастает прочность композиционных материалов. При комнатной температуре характеристики прочности САП-1 таковы: $\sigma_B = 280$ МПа, $\sigma_{0,2} = 220$ МПа; САП-3 таковы: $\sigma_B = 420$ МПа, $\sigma_{0,2} = 340$ МПа.

Материалы типа САП обладают высокой жаропрочностью и превосходят все деформируемые алюминиевые сплавы. Даже при температуре 500 °С их σ_B не менее 60–110 МПа. Жаропрочность объясняется

тормозящим действием дисперсных частиц на процесс рекристаллизации. Характеристики прочности сплавов типа САП весьма стабильны. Испытания длительной прочности сплавов типа САП-3 в течение 2 лет практически не повлияли на уровень свойств как при комнатной температуре, так и при нагреве до 500 °С. При 400 °С прочность САП в 5 раз выше прочности стареющих алюминиевых сплавов. Данные приведены в таблице 1.1.

Таблица 1.1 – Влияние температуры испытаний на механические свойства сплавов типа САП

Температура испытаний $T_{\text{исп}}$, °С	20	100	200	300	400	500
Условный предел текучности $\sigma_{0,2}$, МПа	265	235	190	155	120	105
Временное сопротивление σ_B , МПа	380	315	235	175	130	105
Относительное удлинение δ , %	7,0	6,5	5,0	3,5	2,0	2,5

Сплавы типа САП применяют в авиационной технике для изготовления деталей с высокой удельной прочностью и коррозионной стойкостью, работающих при температурах до 300–500 °С. Из них изготавливают штоки поршней, лопатки компрессоров, оболочки тепловыделяющих элементов и трубы теплообменников.

В таблице 1.2 представлены сравнительные значения механических свойств российских и зарубежных сплавов типа САП.

Методом порошковой металлургии получают ДУАКМ с использованием дисперсных частиц карбида кремния SiC. Химическое соединение SiC обладает рядом положительных свойств: высокой температурой плавления (более 2650 °С), высокой прочностью (около 2000 МПа) и модулем упругости (~ 450 ГПа), малой плотностью (3200 кг/м³) и хорошей коррозионной стойкостью. Выпуск абразивных порошков кремния освоен промышленностью.

Таблица 1.2 – Механические свойства основных марок дисперсно упрочненных сплавов типа САП российского и зарубежного производства

Марка ДУКМ	Температура испытаний $T_{исп}, ^\circ C$	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление σ_B , МПа	Относительное удлинение δ , %
САП-1	20	200	290–310	7–9
	250	–	180–190	4–6
	350	–	140–150	3–4
	500	–	100	2
САП-2	20	230	320	4
	250	–	190	3
	350	–	150	2
	500	–	100	1
САП-3	20	340	400	3
	250	–	240	1,5
	350	–	190	1
	500	–	130	1
SAP-ISML-930	20	175	250	14,5
	250	95	110	8,5
	350	75	85	4,5
	500	65	70	–
SAP-ISML-895	20	215	310	10,5
	250	120	150	5,5
	350	100	110	2,5
	500	85	90	–
SAP-ISML-865	20	265	380	7
	250	155	175	3,5
	350	120	130	2
	500	105	105	–
Al–1 % C	20	–	260	7,5
	400	–	110–120	7
Al–2 % C	20	–	360	3,5
	400	–	145–160	4,5
Al–3 % C	20	430	450	4,2
	400	–	145–160	4,5
Al–4 % C	20	–	470	3,5
	400	–	150–175	4
Al–5 % C	20	–	520	3,5
	400	–	180–200	2

Порошки алюминиевого сплава и SiC смешивают, подвергают предварительному компактированию под небольшим давлением, затем горячему прессованию в стальных контейнерах в вакууме при температуре плавления матричного сплава, т. е. в твердожидком состоянии. Полученную заготовку подвергают вторичной деформации с целью получения полуфабрикатов необходимой формы и размера: листов, прутков, профилей и др.

В таблице 1.3 приведены свойства ДУАКМ в зависимости от содержания порошка SiC.

Таблица 1.3 – Свойства ДУКМ в зависимости от содержания частиц SiC

Свойство	Объемная доля SiC			
	15	20	30	40
ρ , кг/м ³	2840	2860	2900	2940
σ_b , МПа	500–550	600–650	620–670	620–670
E , ГПа	90–100	100–110	110–120	130–140
δ , %	5–7	3–4	1	1
$\alpha \cdot 10^{-6}$, град ⁻¹	19	17	14	12

Температурные зависимости прочности и модуля упругости ДУКМ Д16 – 20 % SiC представлены на рисунок 1.4.

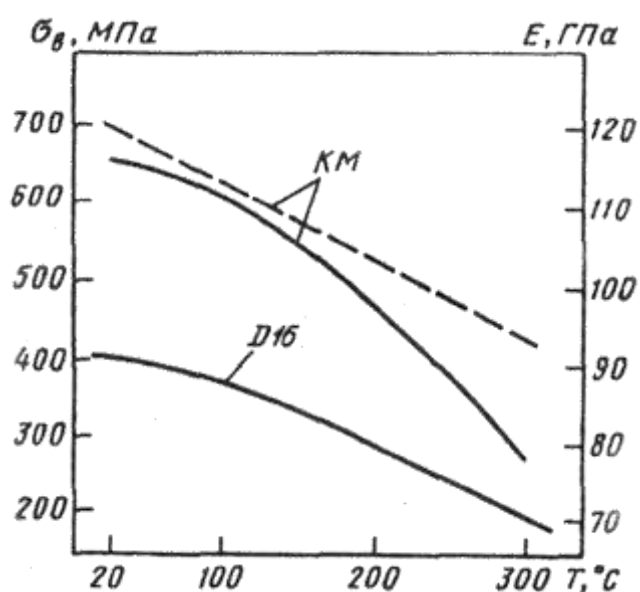


Рисунок 1.4 – Температурная зависимость прочности (σ_b) и модуля упругости (E) ДУКМ Al(Д16) – 20 % SiC

Перспективность использования металлических композиционных материалов в различных отраслях техники определяется их широким спектром самых различных свойств. Высокие прочность и удельная жесткость, малая чувствительность к концентраторам напряжений и высокое сопротивление усталостному разрушению и т.д. определяют области применения ДУАКМ.

Понижение прочности таких материалов с повышением температуры объясняется огрублением их структуры вследствие первичной рекристаллизации, а также развитием дислокационной подвижности в поперечном направлении [5,6].

В сплаве СПАК4 используется комбинированный метод упрочнения алюминиевой матрицы частицами метастабильных фаз системы Al – Cu – Mg, частицами стабильной фазы Al_9FeNi и дисперсными алюмооксидными частицами ($\gamma - Al_2O_3$) [7, 8].

В таких быстроохлажденных сплавах достигается высокая степень насыщения твердых растворов легирующих элементов в алюминии, а также синтезируются наноразмерные частицы $\gamma - Al_2O_3$ [9].

Для данного материала комбинированный метод упрочнения алюминиевой матрицы заключается в том, что при низких температурах (до 150–200 °С) его высокая прочность обеспечивается действием частиц, образующихся в результате распада пересыщенного твердого раствора меди и магния в алюминии, при более высокой температуре (до 300 °С) действуют частицы стабильной фазы Al_9FeNi , а при повышении температуры, близкой к точке плавления алюминия, упрочняющий эффект реализуется благодаря дисперсным частицам $\gamma - Al_2O_3$ [5, 6].

Алюмоматричные дисперсно-упрочненные композиционные материалы (ДУАКМ) могут изготавливаться как твердофазными методами, принятыми в порошковой металлургии, так и жидкофазными методами литья расплавов на основе алюминия [10].

Твердофазные методы чаще всего включают приготовление композитной порошковой смеси из алюминия и упрочняющего компонента (оксида, карбида, бориды, интерметаллида, тугоплавкого металла, углерода, алмаза), ее компактирование, дополнительную обработку давлением и спекание [11].

Важным аспектом данной технологии является получение композитной порошковой смеси, которую приготавливают в высокоэнергетических мельницах при ударно-истирающем воздействии твердосплавных помольных тел на измельчаемое сырье. Этот процесс во многих источниках называют механическим легированием [12].

Жидкофазные методы литья, используемые для изготовления ДУАКМ [13–15], способны обеспечить образование прочной межфазной связи для достижения высоких показателей механических свойств получаемых композитов.

Известно, что жидкофазное совмещение компонентов ДУАКМ может осуществляться как введением готовых армирующих частиц в матричный расплав (*ex-situ* – экзогенное армирование), так и за счет проведения химической реакции синтеза упрочняющих частиц непосредственно в расплаве (*in-situ* – эндогенное армирование) [16].

Известно также [17], что повышению равномерности распределения армирующих частиц в матричном расплаве способствует наложение ультразвуковых колебаний на расплав благодаря чередующимся полупериодам сжатия и растяжения в жидкой среде. Кроме того этому способствует кавитационное схлопывание газовых пузырьков в расплаве [18].

Исследование различных вариантов подачи армирующих частиц в матричный расплав показало, что при их вдувании газовым или плазменным потоками происходит перемешивание расплава и достигается чрезвычайно равномерное распределение данных частиц [19, 20].

Кроме того показано, что при введении в расплав в качестве армирующих частиц тугоплавких металлов, целесообразно проводить его обработку наносекундными электромагнитными импульсами для создания высокодисперсной микроструктуры с равномерно распределенными армирующими частицами [21–25].

Для образования упрочняющих дисперсных частиц карбида алюминия в алюминиевой матрице широко используют механическую обработку смеси порошка алюминия с сажей в атриторе при скорости вращения импеллера 160 – 740 об / мин (содержание углеродного компонента варьировали от 1 до 5 % масс) [5, 26].

Установлено, что в результате нагрева полученной механолегированной порошковой смеси при температуре 430 °С карбидная фаза возникает только после 50–часовой изотермической выдержки, при температуре 480 °С – через 10 часов изотермической выдержки, а при 530 °С – через 1 час [5].

В таблице 1.4 приведены прочностные характеристики этого материала в сравнении с САП–2 (13% масс Al_2O_3) [26]. Видно, что для алюмоматричного материала, упрочненного дисперсными частицами карбида алюминия, они выше, чем для САП–2 (лучшие свойства достигаются при содержании углеродного компонента в количестве 3–5% масс).

Таблица 1.4 – Прочностные характеристики алюмоматричного КМ, упрочненного наночастицами Al_4C_3 [26]

Материал	Температура испытаний, °С						
	20			400		450	
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %
Al – 1% C	260	220	7,5	120	7,0	90	6,0
Al – 3% C	500	470	4,0	150	4,0	100	3,5
Al – 5% C	520	500	3,5	180	2,0	110	1,5
САП-2 (13% Al_2O_3)	320	210	7,0	190	6,0	80	3,1

Это объясняется, по-видимому, синтезом равноосных упрочняющих наночастиц – Al_4C_3 , размер которых значительно меньше, чем размер частиц Al_2O_3 в материале САП, что обеспечивает более эффективное торможение дислокаций.

К тому же, благодаря предварительной механической обработке порошковой смеси ($Al + C$) дисперсия частиц Al_4C_3 чрезвычайно равномерно распределена в алюминиевой матрице, что также создает более высокое сопротивление движению дислокаций.

Можно полагать также, что высокая степень равномерности распределения наноразмерных частиц Al_4C_3 в матрице закладывается на стадии механоактивации взаимодействия алюминия с углеродом в процессе механообработки порошковой смеси ($Al + C$).

В этом случае в порошковой смеси формируются равномерно распределенные центры начальной кристаллизации карбидной фазы.

Указывается, что перспективы повышения механических свойств «САП – подобных» материалов связаны с введением в состав обрабатываемой порошковой шихты добавок, образующих дисперсные карбидные фазы, например, титана [27], либо мелкодисперсных высокотвердых частиц карбида кремния или бора [28–32].

Наличие таких частиц, равномерно распределенных в алюминиевой матрице, обеспечивает усиление эффекта дисперсионного упрочнения.

Для получения «САП–подобных» материалов применяют метод непосредственного введения алюмооксидных частиц в матричный алюминиевый порошок с последующей механической обработкой смеси в высокоэнергетических мельницах [33–42]. При этом алюмооксидные частицы, вводимые в количестве 5–10 % об, могут принадлежать наноразмерному диапазону (4–80 нм), либо используется смесь наноразмерных Al_2O_3 – частиц с микронными (0,5–1 мкм) алюмооксидными частицами.

Полученные порошковые смеси подвергали последовательно горячему прессованию и горячей экструзии [33], либо изостатическому прессованию, спеканию полученных заготовок в вакууме и горячей экструзии [34], возможно также горячее прессование порошковых смесей при высоком давлении (400 МПа) и температуре (500 °С) [39]. Кроме того проводят их прессование (140 МПа) с последующей горячей экструзией при температуре (600 °С) [41] или изостатическое прессование при повышенном давлении (1 ГПа) с последующим спеканием заготовок в аргоне при значительной температуре (640 °С) [42].

Однако все эти технологические приемы не позволяли избежать агломерирования наноразмерных алюмооксидных частиц, что служило причиной понижения механических свойств получаемых материалов (приводится предел прочности при сжатии композитов, равный 661–723 МПа [40]).

Большой интерес представляет разработка механолегированных алюмоматричных материалов, состав которых аналогичен составу литейных алюминиевых сплавов.

Для получения легких, высокопрочных алюмоматричных композитов механическим легированием получают порошковые композиции следующего состава: Al–Li, Al–Li–Mg, Al–Cu–Li и Al–Cu–Mg [43, 44].

Для материала, полученного из механически легированной смеси (Al – основа, Li – 1,5%, Mg – 4%) путем экструзии иковки, размер зерен алюминиевой матрицы составлял 0,3–1,5 мкм, а упрочняющими дисперсными частицами являлись Al_4C_3 , α и γ - Al_2O_3 , распределенные по границам зерен (этот материал является аналогом сплава АД33).

Он обладает сочетанием невысокой плотности и значительных прочностных свойств: плотность – 2,58 г/см³, $\sigma_B = 520$ МПа, $\sigma_{0,2} = 450$ –470 МПа, $\delta = 9\%$.

Широко используется метод механического легирования для изготовления алюминий-магниевых сплавов, которые по уровню

достигаемых механических свойств не уступают соответствующим деформируемым сплавам (например, сплаву В 95).

В работах [45–48] показана возможность получения алюмоматричных композитов, армированных дисперсными частицами интерметаллидов. Для этого проводят механическое легирование в системах: Al–Ti, Al–Fe, Al–Ni, Al–Cu. Такие материалы считаются перспективными для использования в температурном диапазоне 250 °С – 450 °С благодаря термической стабильности интерметаллидов в алюминиевой матрице.

Много публикаций посвящено изучению технологии алюминиевых сплавов, армированных частицами SiC (β – модификации), с использованием механической обработки порошковой смеси – Al + SiC [49, 50].

Следует отметить, что разработка данного материала первоначально выполнялась по программе ВВС США с целью получения алюмоматричного композита с допустимой температурой эксплуатации до 482 °С [51]. Было установлено, что тип применяемого оборудования, параметры механического легирования и состав исходной порошковой шихты, используемой с целью получения композитных порошков, значительно влияют на структуру и свойства материала.

Например, при механическом легировании шихты (Al – основа, 15–20% SiC, 2,2% Li, 4,5% Mg, 1,5% Cu, 0,2% Zr) на начальной стадии происходило образование пересыщенных твердых растворов, из которых затем наблюдали выделение некоторого количества мелкодисперсных метастабильных фаз.

При последующем горячем брикетировании и экструдировании смеси образовывались высокоплотные полуфабрикаты, в структуре которых имел место активный распад пересыщенных твердых растворов с выделением частиц упрочняющих фаз. В этом случае армирующий эффект достигался благодаря аддитивному влиянию частиц метастабильных фаз и частиц SiC [44].

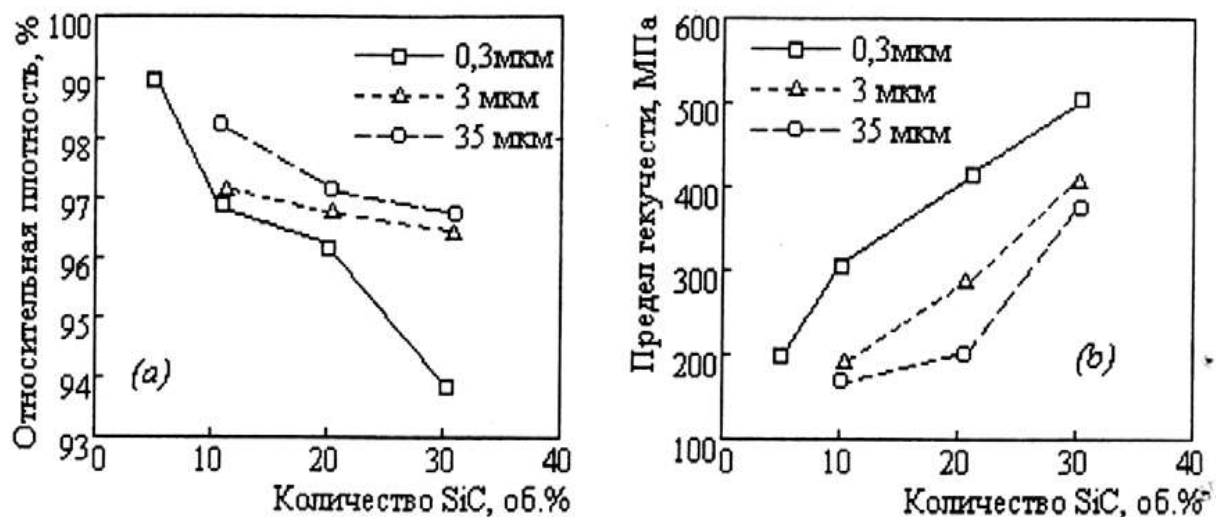
Обнаружено также, что при использовании планетарной мельницы порошковый алюминиевый сплав 2024 (в системе Al–Mg–Cu) формировался

после 60 часов обработки (используемый ПАВ – метанол), а равномерное распределение частиц SiC (3 мкм) в полученном алюминиевом матричном порошке наблюдается уже через 1 час механического легирования при скорости вращения 434 об/мин [51].

Образцы в виде стержней из механически легированной порошковой смеси (порошковый сплав 2024 + SiC – 15 % об) получали методом экструзии. После их закалки и старения были зафиксированы следующие свойства (при 25 °С): $\sigma_B = 627$ МПа, $\sigma_{0,2} = 580$ МПа, $\delta = 2\text{--}3\%$, $E = 103$ ГПа.

Понижение свойств при нагреве связано с процессами коагуляции метастабильных фаз, однако сохранение достаточно высоких показателей механических свойств обеспечиваются за счет блокирования дислокаций частицами SiC.

Установлено также [52], что свойства алюмоматричных композитов, содержащих частицы SiC, зависят от объемной доли этих частиц в матрице и от их размера (рисунок 1.5).



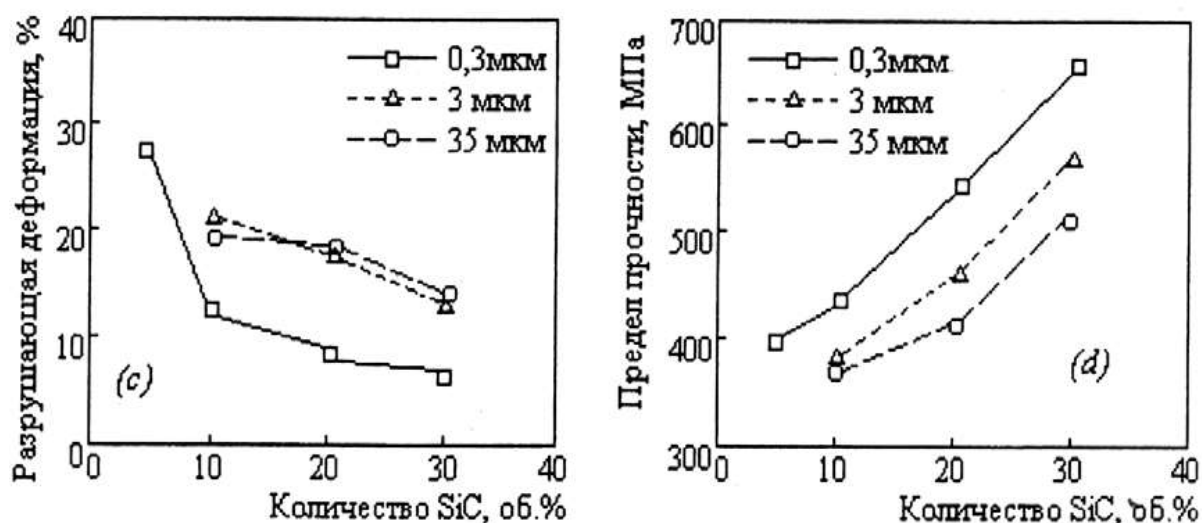


Рисунок 1.5 – Зависимость физико-механических свойств алюмоматричного композиционного материала, армированного дисперсными частицами SiC, от объемной доли и размера армирующих частиц [12]

Относительная плотность композитов и величина их деформации до разрушения снижаются по мере увеличения количества частиц в матрице.

Падение плотности образцов обусловлено, по-видимому, снижением локальной плотности по границам раздела «упрочняющие частицы SiC – Al матрица» в данном композите, для которого имеет место механический тип связи между матрицей и частицами.

Снижение деформации до разрушения в этом случае связано с наполнением матрицы хрупким, непластичным компонентом, препятствующим ее удлинению (в продольном направлении) и сужению (в поперечном направлении).

Возрастание σ_B и $\sigma_{0,2}$ можно объяснить увеличением центров – частиц SiC, оказывающих сопротивление скольжению дислокаций при нагружении.

К тому же следует учесть, что коэффициент термического расширения алюминия значительно превышает к.т.р. SiC (в 3–4 раза), что может приводить к возникновению радиальных сжимающих напряжений, передающихся от матрицы на частицы. Это является причиной возникновения локальных полей напряжений, препятствующих зарождению трещины.

При этом все указанные эффекты проявляются в большей степени с уменьшением размера частиц, что не является противоречивым.

В работе [53] показано, что перспективы повышения механических свойств рассматриваемого алюмоматричного композита связаны с одновременным введением в матрицу в качестве армирующих элементов частиц карбида кремния (SiC_p) и его нитевидных кристаллов (так называемых вискерсов или «усов») SiC_w .

Введение SiC_p в матрицу реализовывали путем механического легирования порошка алюминиевого сплава порошковыми частицами карбида кремния в атриторе. Затем механолегированную композицию ($\text{Al} + \text{SiC}_p$) и нитевидные кристаллы SiC_w смешивали в водной суспензии во избежание разрушения нитевидных кристаллов от воздействия мелющих тел.

Здесь важным технологическим аспектом является исключение образования сrostков (агломератов) из нитевидных кристаллов SiC_w и их равномерное распределение в механолегированной порошковой композиции ($\text{Al} + \text{SiC}_p$).

Полученную смесь высушивали и подвергали горячей экструзии, добиваясь возможной 100 % теоретической плотности композита [53].

Установлено, что модуль нормальной упругости и предел прочности при растяжении композита $\text{SiC}_w/\text{SiC}_p/\text{Al}$ увеличиваются с ростом объемной доли SiC_w и с уменьшением их диаметра (от 1,2 мкм до 0,45 мкм).

Лучшие свойства полученного композита: $\sigma_B = 565$ МПа, $E = 105$ ГПа, σ_B при 300 °С – 233 МПа. Кроме того, наличие в составе матрицы SiC_w позволяет обеспечить значительный показатель трещиностойкости – не менее 30 МПа·м^{1/2} [53].

Это может быть связано, как было указано выше, с возникновением локальных полей напряжений вокруг SiC_w , препятствующих зарождению трещины.

Жидкофазные методы получения алюмоматричных дисперсно-упрочненных композиционных материалов.

Пропитка пористых каркасов расплавом на основе алюминия (infiltration process) [54–58]. Можно полагать, что это самый простой ex-situ метод получения алюмоматричных дисперсно-упрочненных композитов, который предполагает изготовление пористых каркасов, поровое пространство которых проницаемо для алюминиевого расплава.

Такие каркасы могут быть сформированы из свободной засыпки изометричных керамических частиц (10–100 мкм), либо из нитевидных кристаллов, чаще всего β -SiC (диаметром 0,1–3,0 мкм и длиной 10–100 мкм) [54, 55]. Они также могут быть изготовлены путем спекания пористых сырых заготовок, полученных прессованием либо шликерным литьем.

Сам процесс пропитки может быть гравитационным, либо принудительным [10]. В первом случае требуется обеспечение условия смачивания расплавом керамических частиц, а во втором случае, в условиях ограниченного смачивания, расплав заполняет поровое пространство под действием внешнего давления (50–200 МПа), передаваемого пуансоном или инертным газом.

Для осуществления пропитки пористый керамический каркас, находящийся в специальной оснастке, нагревают до температуры 700–720 °С, после чего подают перегретый алюминиевый расплав. Кристаллизацию расплава проводят под приложенным давлением во избежание образования усадочных раковин и трещин [56, 57].

В процессе пропитки, для улучшения ее качества, возможно приложение к расплаву ультразвукового поля. С этой же целью в состав расплава вводят добавки, снижающие поверхностное натяжение [58].

Замешивание упрочняющих частиц наполнителя в алюминиевый расплав [10, 11, 59, 17, 60, 61]. Это также ex-situ метод, который реализуется в двух вариантах: замешивание упрочняющих частиц в перегретый жидкий расплав на основе алюминия (stir casting) и в соответствующий расплав в твердожидком состоянии (compo-casting) [10].

В случае варианта *stir casting* важно обеспечить седиментационную устойчивость системы во избежание осаждения вводимых в расплав упрочняющих частиц. Для этого предложено проводить обработку расплава ультразвуком при одновременном его барботировании инертным газом [11, 17, 59].

Известен способ [60, 61], обеспечивающий достижение значительной равномерности распределения армирующих алюмооксидных частиц в матричном алюминиевом расплаве. Он предполагает изготовление в шаровой мельнице механически легированной порошковой смеси алюминия (размеры частиц – 16 мкм) и его оксида (размеры частиц – 50 нм), прессование из нее брикетов, их измельчение и протирку измельченного продукта через сито 60 меш и, наконец, замешивание полученного гранулята в алюминиевый расплав состава (% масс): Si (7,5), Mg (0,38), Zn (0,02), Cu (0,001), Fe (0,106), Al – остальное.

В данном случае обеспечивалось равномерное распределение алюмооксидной фазы в алюминиевой матрице. При этом электронно-микроскопический анализ фиксирует интегрирование гранул из механолегированной смеси Al–Al₂O₃ в зернистую структуру матрицы.

В работе [17] опробован эффективный подход для равномерного распределения малого количества (2% масс) наноразмерного алюмооксидного порошка (средний размер частиц – 10 нм) в алюминиевом расплаве состава (% масс): Fe (0,96), Mg (0,43), Si (0,26), Al – остальное.

Для этого к нагретой емкости подводили ультразвуковые колебания (35 кГц), после чего в нее вливали алюминиевый расплав и вводили наночастицы алюмооксидного порошка. Важно при этом было подогревать поверхность расплава нагревателем во избежание его затвердевания из-за естественного отвода тепла в окружающее пространство. Кроме того, ультразвуковую обработку не прекращали вплоть до момента кристаллизации слитка.

Считается, что в данном случае гомогенность структуры композита достигалась вследствие кавитации и акустического течения при ультразвуковой обработке алюминиевого расплава.

В случае варианта *compo-casting* [62–66] расплав на основе алюминия нагревают до температуры 700–750 °С, после чего его медленно охлаждают, выдерживая в температурной области «ликвидус – солидус».

В этой области расплав имеет повышенную вязкость, соответствующую «полузатвердевшему состоянию». В этом состоянии его перемешивают с заданной скоростью, добиваясь определенной тиксотропности, позволяющей равномерно распределять в нем вводимые частицы упрочняющей фазы (Al_2O_3 , SiC) [62]. Отличительной особенностью этого метода на данном этапе является исключение седиментации частиц в таком высоковязком расплаве при перемешивании.

Затем температуру данного расплава снова увеличивают (700–720°C), повышая его текучесть, после чего его выливают в матрицу штампа и производят штампование. При этом имеет место кристаллизация композитного расплава и получение изделия [63–66]. Кроме того, такой композитный расплав можно подвергать инъекционному формованию, прокатке или экструзии [62].

В работе [67] методом *compo-casting* получали алюмоматричное композитное изделие, наполненное частицами графита. Первоначально производили замешивание порошка графита (размеры частиц – менее 20 мкм) в количестве 5% масс с помощью импеллера в алюминиевый расплав в атмосфере аргона в температурной области «ликвидус – солидус», после чего расплав подавали в устройство, состоящее из винтовых шнеков.

Высоковязкая композиция при прохождении вращающихся шнеков подвергалась значительной сдвиговой деформации, благодаря чему наблюдалась дезагрегация частиц и их равномерное распределение в расплаве. После обработки в шнеках композитный расплав подвергали штамповке, в результате чего формировали алюмоматричное изделие.

Данные композиты применяются, в основном, в качестве легких триботехнических изделий с повышенными эксплуатационными свойствами [68–70].

Самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) в алюминиевом расплаве. Это *in situ* метод, в котором используются реакционно-активные смеси, компоненты которых взаимодействуют с большим тепловыделением, то есть реализуются экзотермические реакции.

Имеются сведения о применении порошковой смеси Ti + В или Ti + С со стехиометрическим соотношением компонентов, обеспечивающим синтез упрочняющих дисперсных частиц TiB₂ или TiC в алюминиевой матрице [71].

Существуют две разновидности данного метода.

В одном случае проводят традиционный СВС – процесс. Для этого готовят трехкомпонентную порошковую смесь Al + Ti + В или Al + Ti + С, из которой путем прессования получают заготовку заданной плотности и производят ее зажигание.

СВС – процесс может протекать как в режиме послыонного горения со скоростью перемещения его фронта 0,1–15,0 см/с, так и в режиме одновременного сгорания всего объема смеси порошков [71]. Максимальная температура горения заготовки может превышать температуру плавления алюминия в 2–3 раза. В результате синтез армирующих фаз происходит в объеме перегретого алюминиевого расплава.

После завершения горения при остывании происходит кристаллизация алюминиевой матрицы, включающей упрочняющие дисперсные частицы [71].

Так, при температуре алюминиевого расплава – 800 °С преимущественно формируется фаза Al₃Ti по реакции: 3Al(ж) + Ti(тв) = Al₃Ti(тв).

При повышении температуры алюминиевого расплава до 900 °С фиксируется незначительное количество мелкокристаллических частиц TiC при преобладании частиц Al₃Ti с блочной структурой.

Ланксайд – процесс (*Lanxide process*). Он может рассматриваться как разновидность *in-situ* метода получения алюмоматричных дисперсно-упрочненных композитов, открытие которого относится к началу-середине 80-х годов минувшего столетия.

Первоначально ими было замечено, что при обдувке кислородом или воздухом поверхности алюминий-магниевого сплава (АМг6), взятого в виде плотного блока, при температуре выше температуры плавления алюминия (в интервале от $T_{пл} Al$ до 1350 °С) наблюдается миграция алюминиевого расплава в направлении воздействующего на него газа [72, 73].

При этом в расплаве формируется плотная сетка наноразмерных алюмооксидных кристаллов вследствие моментальной реакции атомарного кислорода с зеркалом расплава: $Al(\text{расплав}) + O \rightarrow Al_2O_3(\text{кристаллы})$.

Благодаря этому имеет место непрерывная подача расплава к фронту реакции с газообразным окислителем через микротрещины в дуплексном слое и далее через каналы микронного сечения между выросшими нанокристаллами алюмооксидной фазы [74]. Поскольку в этих каналах на расплав алюминия продолжает действовать капиллярное давление, то он вновь поднимается навстречу газообразному окислителю.

Такое направленное перемещение расплава под действием капиллярных сил идет до полного исчерпания алюминиевого расплава в объеме блока и рассматривается как направленная реакционная пропитка (НРП) каркаса из алюмооксидных нанокристаллов алюминиевым расплавом.

После завершения НРП структура композита представлена двумя взаимопроникающими объёмными каркасами оксида и металла (оксидные нанокристаллы называют «прорастающий керамический каркас», а весь композит в целом – «самонесущее тело») [74].

Таким образом, непрерывное протекание химической реакции “расплав–газ” обеспечивается постоянной капиллярной подпиткой расплавом фронта реакции и закончится после его израсходования, либо в результате прекращения доступа окислителя в зону реакции.

Научно-исследовательские работы в английском Технологическом центре BNF Metals Technology Centre нацелены на разработку материалов и технологии для экономического производства алюминиевых изделий способами порошковой металлургии. Представляющие интерес изделия делятся на две основные категории: дорогостоящие со специальными свойствами для таких отраслей промышленности, как авиакосмическая, где стоимость имеет второстепенное значение по сравнению со свойствами, и изделия серийного производства, которые по стоимости должны выдерживать конкуренцию со стороны пластмасс, стали и других материалов, используемых в производстве транспортных средств, предметов домашнего обихода и т. п..

Усилия специалистов сконцентрированы на разработке алюминиевых сплавов, упрочненных либо сверхмелкими частицами, либо высокопрочными волокнами, обеспечивающими повышенную прочность при комнатной и повышенных температурах.

Значительного упрочнения можно добиться за счет включения в сплав мелко диспергированных интерметаллидов. Высокая объемная доля мелких дисперсных частиц, образованных добавками переходных элементов и редкоземельного элемента церия, дает достаточно хорошее упрочнение до 350 °С. Большие добавки переходных элементов могут существенно повысить модуль упругости алюминия, а дисперсоиды тормозят установившуюся стадию ползучести.

Наиболее важными переменными при дисперсном упрочнении служат объемная доля дисперсной фазы, величина дисперсных частиц и расстояния между ними.

Способом механического легирования в высокоэнергетических шаровых мельницах в порошковую металлическую матрицу можно вводить не только интерметаллические дисперсные частицы, но и неметаллические частицы, такие как Al_2O_3 , TiC и сажа. В процессе легирования и последующей термообработки TiC реагирует с алюминиевой матрицей, образуя $TiAl_3$ и

Al_4C_3 . Эти очень мелкие и равномерно распределенные дисперсоиды обеспечивают высокие механические свойства прессованного изделия. Экспериментальную работу с сажей проводили после открытия упрочняющего эффекта фазы Al_4C_3 и получили промышленный дисперсно-упрочняемый сплав Dispal, способный подвергаться прессованию, ковке, листовой штамповке и механической обработке [75].

Материал Dispal получают путем механического легирования распыленного воздухом алюминиевого порошка с 3 % вес. С в виде графита. Процесс назвали «реакционное легирование», поскольку упрочняющая фаза Al_4C_3 образуется при обработке в атриторе. Дополнительное упрочнение создается также дисперсной фазой Al_2O_3 . Нижний предел содержания окисной дисперсной фазы примерно 0,6% об. Она образуется при механическом легировании в результате разрушения естественной окисной пленки, имеющейся на алюминиевых частицах, распыленных на воздухе. Содержание оксида на таком сравнительно низком уровне можно поддерживать при обработке в инертной атмосфере либо поднять до 4 % об., введя в атмосферу определенное количество кислорода.

Материал Dispal отличается исключительной способностью сохранять прочность после длительной выдержки при повышенных температурах благодаря микроструктурной стабильности карбидных и окисных фаз.

В настоящее время работы в области дисперсного упрочнения порошковых алюминиевых сплавов нацелены на решение проблемы измельчения интерметаллических дисперсных частиц и уменьшения величины зерна и субзерна с использованием технологии быстрой кристаллизации и введения в сплав окисных и карбидных дисперсоидов путем механического легирования. Этими способами уже получены опытные сплавы с очень высокими механическими свойствами при комнатной и повышенных температурах, разрабатываются промышленные варианты сплавов.

Потребность авиакосмической промышленности в сплавах с высокими механическими свойствами при повышенных температурах невозможно удовлетворить лишь с помощью дисперсного упрочнения алюминиевой матрицы карбидами и окислами. Существенного повышения свойств можно добиться, применяя процесс механического легирования высокопрочных быстро закристаллизованных порошков, хотя максимальная рабочая температура при этом может снизиться.

1.3. Проблемы сварки плавлением дисперсно-упрочненных композиционных материалов с алюминиевой матрицей

Процесс дуговой сварки рассматриваемых дисперсно-упрочненных композиционных материалов освещён в ряде работ [76–85], в которых отмечаются следующие основные проблемы, возникающие при данном процессе:

- неблагоприятное влияние армирующей фазы на поведение дугового разряда;
- перераспределение армирующей фазы в сварном шве;
- растворение армирующей фазы в сварочной ванне;
- низкая текучесть ванны композиционного материала с долей армирования 18%.

Влияние армирующей фазы на характер дугового разряда рассмотрен в работе [78]. Отмечается, что в процессе сварки ДУАКМ, армированных частицами карбида кремния, наблюдается нестабильный характер дугового разряда: отмечается блуждание дуги и характерный шум. Однако при использовании дуговой сварки с присадочной проволокой искажение дуги уменьшается.

В работах [80, 81] проводились исследования сварки неплавящимся электродом в среде аргона литых алюмоматричных композиционных

материалов, армированных частицами SiC, Al₂O₃, Si₃N₄. ДУКМ проплавлили на режимах, указанных в табл. 1.5.

Таблица 1.5 – Режимы аргонодуговой сварки ДУКМ [86]

Ток сварки, А	Напряжение на дуге, В	Скорость сварки, м/ч	Погонная энергия, 10 ⁶ Дж/м
130	16	12	1,584
135	14	30	0,613
330	16	50	0,380

Установлено, что керамический наполнитель сохраняется в металле шва, однако его распределение в матрице зависит от режимов сварки: с уменьшением погонной энергии макроструктура сварных швов становится более однородной – отсутствуют зоны, свободные от наполнителя, уменьшается дендритный параметр в матричном сплаве, твердость и микротвердость сварных швов оказывается выше твердости исходного ДУАКМ.

Показано, что в процессе кристаллизации сварочной ванны происходит заметное перераспределение армирующего наполнителя вследствие оттеснения фронтом растущей твердой фазы в центральную часть шва. В результате в литом шве формируются 3 участка, отличающиеся по степени заполнения частицами (рисунок 1.6): участок I, свободный от частиц, образуется вблизи линии сплавления, когда начинается кристаллизация матричного расплава и ячейки и дендриты, растущие нормально к линии сплавления, оттесняют частицы наполнителя в центральную часть ванны; участок II, в котором частицы наполнителя оказываются в междендритных пространствах столбчатой структуры; участок III, свободный от частиц. В верхней части шва, примыкающей к оси, где из-за сильного перегрева под дугой матричного расплава и наибольшей длительности пребывания металла в расплавленном состоянии, армирующая фаза растворяется в ванне или всплывает на поверхность ванны.

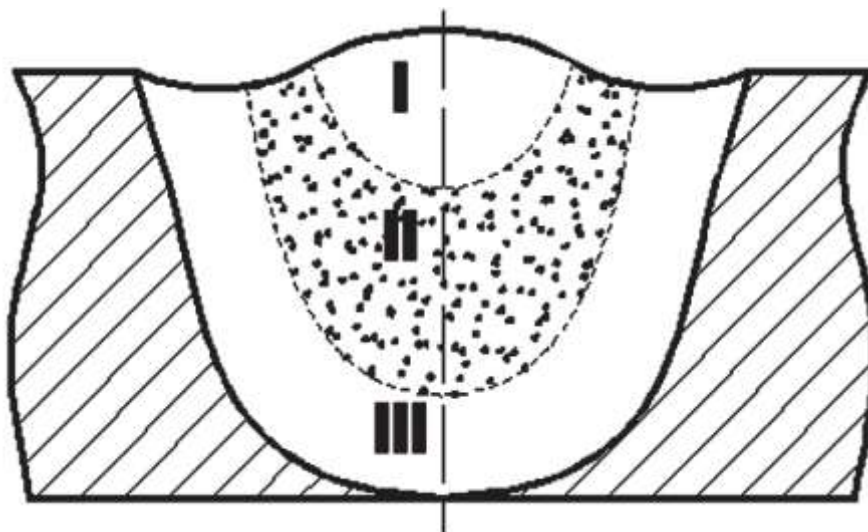


Рисунок 1.6 – Изменение структуры дисперсно-упрочненного композиционного материала в сварном шве при дуговой сварке [86]

Исследования дуговой сварки алюмоматричных КМ, армированных нитевидными кристаллами SiC, проводились в работах [80, 2, 83]. В частности, в работе [82] проводились исследования путём проплавления неплавящимся электродом пластин размером 76x40x9 мм на токе от 100 до 175А. Скорость сварки была постоянной для всех экспериментов и составила 100мм/мин. При этом использовали КМ АА-2009+15%SiC_w полученный порошковой металлургией. Диаметр нитевидных кристаллов – 0,5 мкм, длина – 5–20 мкм. Полученные швы характеризовались большой пористостью и появлением горячих трещин.

Авторы [82] выделяют три зоны сварного шва (рисунок 1.7), однако в отличие от работ [77, 80, 81] здесь зоны определяются не по распределению армирующей фазы, а по распределению пор: зона 1 – верхний участок шва, свободный от пор; зона 2 – средний участок шва, характеризующийся наличием больших пустот (>100 мкм); зона 3 – участок шва, прилегающий к линии сплавления, характеризуется гомогенной пористостью с диаметром пор менее 10 мкм.

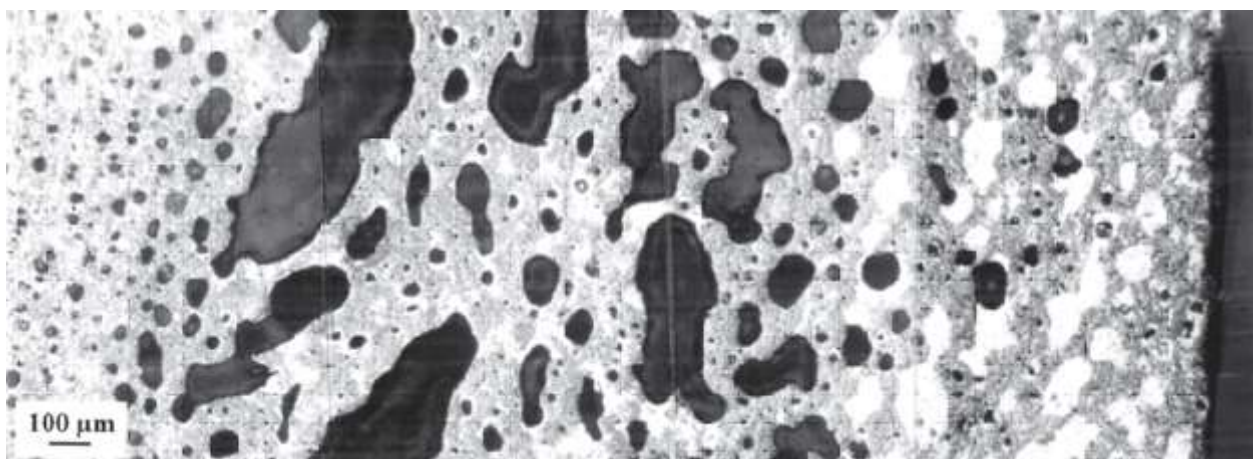
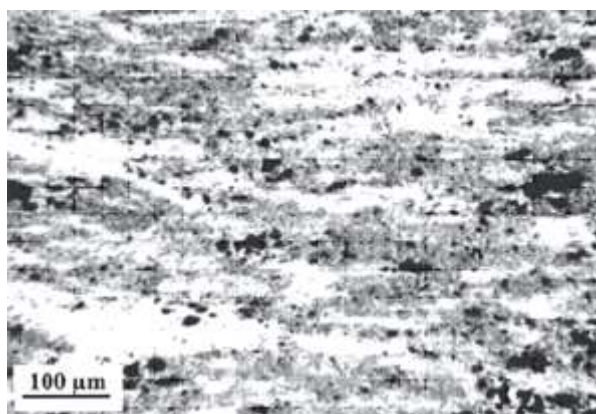
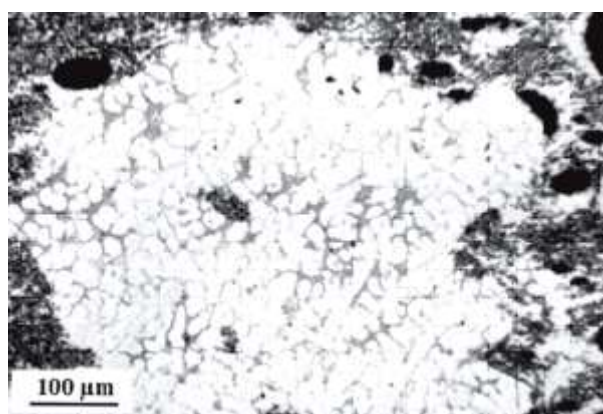


Рисунок 1.7 – Микроструктура различных зон шва [82]

Исследования структуры и химического состава описанных зон показали, что в зоне 3 шов имеет структуру основного металла, однако, с большой пористостью. Карбиды алюминия обнаружены не были (рисунок 1.8, а). В зоне 2 размер пор резко увеличивается по сравнению с зоной 3 и они представляют собой пустоты, вокруг которых наблюдается скопление армирующей фазы. Однако здесь также не обнаруживаются продукты взаимодействия армирующей фазы с расплавом матрицы.



а



б

Рисунок 1.8 – Микроструктура зоны 3 (а) и зоны 1 (б) [82]

В зоне 1 развивается реакция взаимодействия с образованием карбидов алюминия и выделением кремния, что приводит к образованию эвтектики Al-Si. Затвердевая, эвтектика вытесняет нитевидные кристаллы, что

приводит к образованию свободных участков (рисунок 1.8, б). Кроме этого обнаружено, что вблизи поверхности шва армирующая фаза реагирует с образованием карбидов Al_4C_3 и Al_4SiC_4 .

Таким образом, авторы [82] при сварке ДУАКМ, армированных нитевидными кристаллами, на первый план выдвигают проблему пористости шва. Интенсивное порообразование при сварке ДУКМ, полученных порошковой металлургией, также подтверждается при дуговом проплаве КМ состава Д16 + 17% SiC_w (диаметр нитевидных кристаллов 30–50 мкм и длина 300–500 мкм) [80], при дуговой сварке плавящимся и неплавящимся электродом КМ из сплава 6061, армированного частицами SiC, с объемной долей 18,4 [83]. Для устранения высокой пористости такие материалы перед сваркой нуждаются в специальной подготовке – дегазации, уплотнении пластической деформацией.

В работе [79] при аргонодуговом проплавлении композита АЛ25 + 18% SiC установлено, что сварочная ванна характеризуется большой вязкостью. Повышение вязкости алюминиевого сплава при введении в него армирующего наполнителя также отмечено в работе [87].

Решить проблему недостаточной жидкотекучести можно с помощью увеличения тепловложения в зоне сварки, но при этом повышается вероятность растворения армирующей фазы [77]. Другим способом решения данной проблемы может быть применение присадочных материалов, обеспечивающих высокую жидкотекучесть металла ванны. Например, в работе [79] проводили дуговую сварку плавящимся электродом ДУАКМ АМг5+12%SiC толщиной 3мм. В качестве присадочного материала использовали проволоки СвАМг6 и СвАК5. Режимы сварки: $I_{св} = 150$ А, $v_{св} = 10–12$ м/ч. Авторами [79] были получены сварные соединения с полным проплавлением и нормальным формированием шва. Образование карбидов алюминия (Al_4C_3 и Al_4SiC_4) в швах обнаружено не было. Во всех случаях наблюдается разбавление основного материала присадочным металлом.

В работе [84] проводили исследования дуговой сварки плавящимся электродом (ER4043) КМ с матрицей из алюминиевого сплава 1010, армированных частицами карбида титана (TiC). Объёмная доля частиц – 50%. Авторами данной работы предложена схема сварки, при которой происходит подплавление свариваемых кромок КМ и заполнение разделки за счёт присадочных материалов. При этой схеме КМ защищён от непосредственного влияния дуги присадочными пластинами. Сущность метода заключается в следующем: пластины из КМ толщиной 9 мм собирают с зазором 2–3 мм, сверху на них укладывают пластины из алюминиевого сплава 2024 (рисунок 1.9).

Химический состав алюминиевых сплавов представлен в таблице 1.6.

Таблица 1.6 – Химический состав ДУКМ на основе алюминиевых сплавов [86]

Материал	Содержание легирующих элементов, %									
	Al	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Cr	Ni	Zn	Ti
ER4043	99,3	5,25	0,80	0,30	0,05	0,05	–	–	0,10	0,02
AA–1010	99,1	0,2	0,65	0,005	0,014	0,002	0,012	0,009	0,002	–
AA–2024	91,8	0,5	0,36	4,46	1,86	1,08	0,017	–	0,047	–

Дуга горит между электродом и пластиной из сплава 2024. Под воздействием высокотемпературного нагрева происходит плавление электродной проволоки и присадочных пластин с образованием сварочной ванны. Жидкий металл сварочной ванны заполняет зазор между свариваемыми пластинами (рисунок 1.8, а), что приводит к подплавлению кромок и образованию сварного соединения (рисунок 1.8, б). Исследования проводили на режимах, приведённых в таблице 1.7, на прямой и обратной полярности с подогревом до температур 50 °С, 100 °С, 150 °С.

Согласно исследованиям макро– и микроструктуры (рисунок 1.10) при использовании прямой полярности происходит большее подплавление основного ДУАКМ, что приводит к появлению интерметаллидов $TiAl_x$.

Таблица 1.7 – Режим сварки композиционного материала на основе сплава 2024 с подогревом

Параметры	Значения
Ток, А	250
Напряжение, В	22
Скорость сварки, мм/с	3,6
Расход аргона, л/мин	22
Погонная энергия, кДж/с	5,5

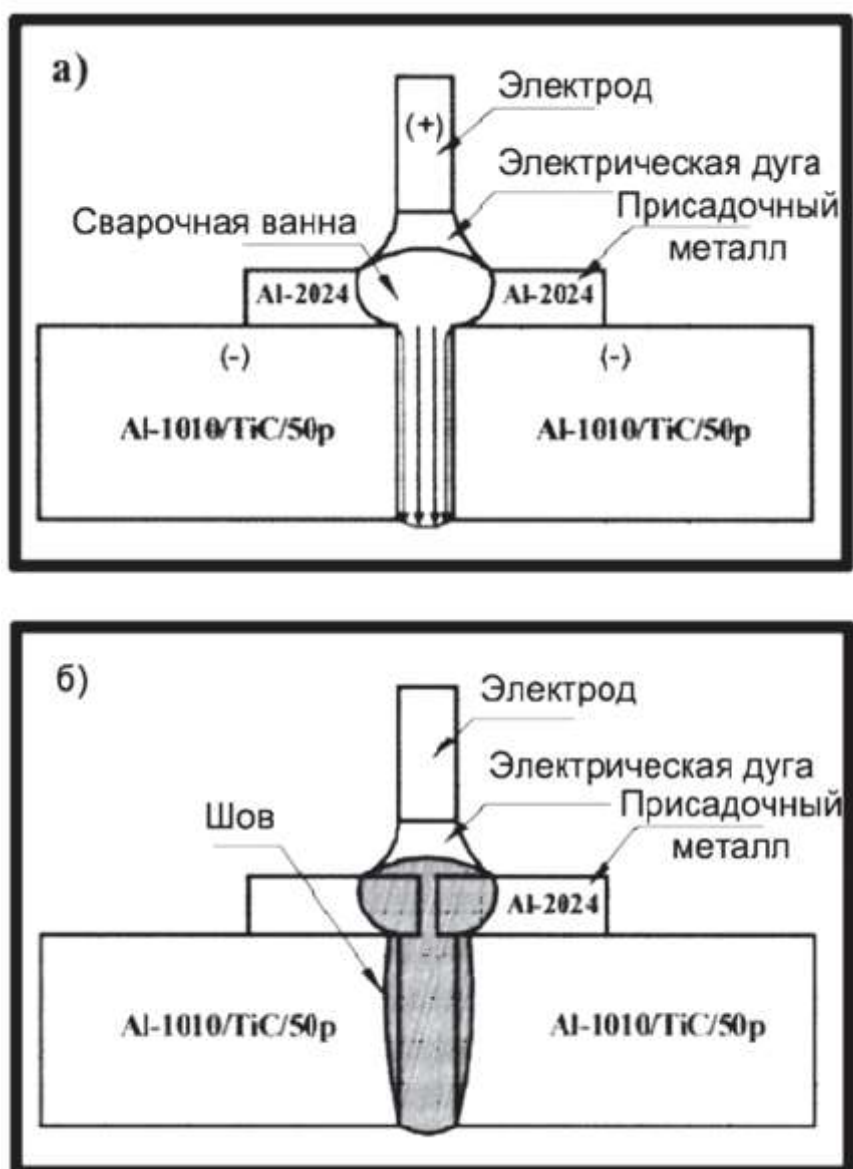


Рисунок 1.9 – Схема дуговой сварки ДУКМ плавящимся электродом на обратной полярности [86]:
 а) заполнение зазора присадочным металлом; б) формирование сварного шва

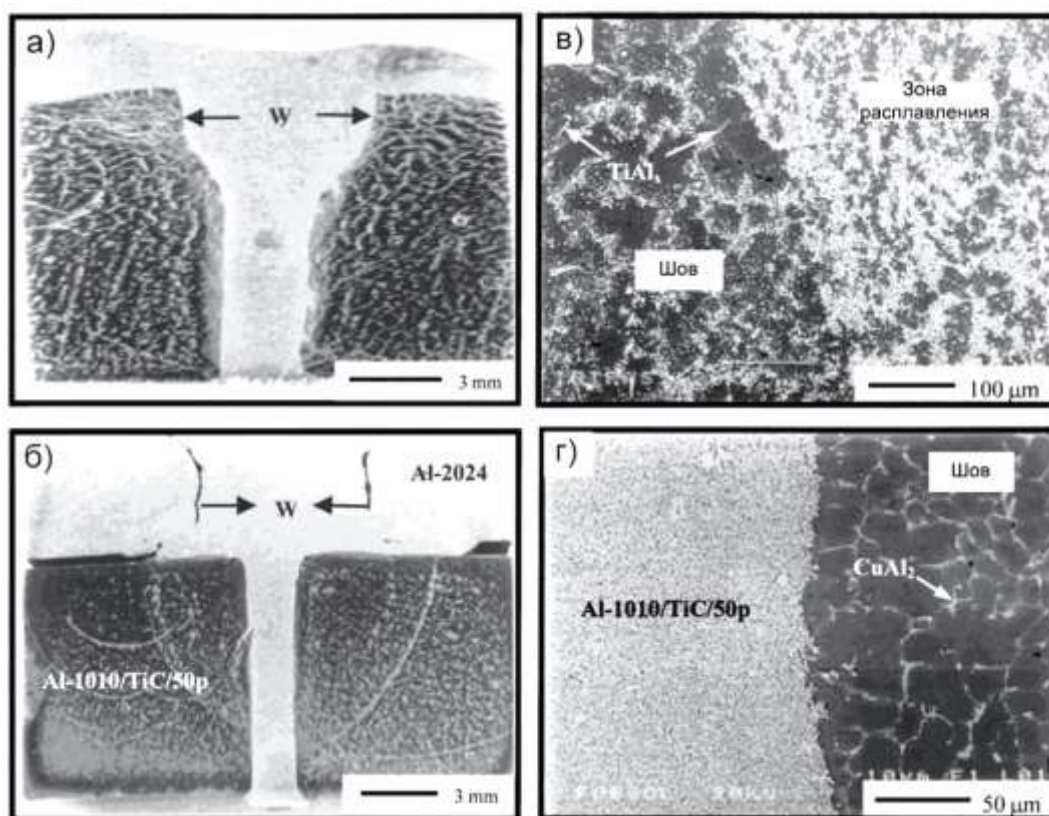


Рисунок 1.10 – Макроструктура и микроструктура швов, полученных дуговой сваркой плавящимся электродом на прямой полярности (а, в) и на обратной полярности (б, г) с подогревом 150 °С

Исследования микротвёрдости показывают, что твёрдость швов, полученных с использованием прямой полярности, ниже значений твёрдости швов, полученных на обратной полярности. Авторы работы [84] рекомендуют продолжать исследования свариваемости указанных ДУАКМ в направлении использования дуговой сварки плавящимся электродом на обратной полярности, в связи с меньшим перегревом ДУАКМ по сравнению с использованием прямой полярности.

В работе [85] описан способ сварки плавлением ДУАКМ с металлической матрицей, который заключается в подаче армирующего материала в зону сварки посредством плавящегося электрода, содержащего частицы упрочнителя, либо в виде порошка по трубке. Под действием дуги формируется ванна жидкого металла, размеры которой зависят от скорости сварки. Армирующий материал предпочтительно подавать в ту часть ванны, которая имеет перед началом кристаллизации более низкую температуру.

Скорость подачи порошка определяется размерами ванны, а также соотношением содержания упрочнителя и металла матрицы, которое необходимо получить в металле шва. Это соотношение должно регулироваться с учетом того, что наличие большого количества частиц SiC в расплавленном металле ванны может привести к увеличению его вязкости, что ухудшит жидкотекучесть металла и характеристики сварного шва. Поскольку высокая температура и давление дуги способствуют деградации частиц, то объемная доля подаваемых в ванну частиц должна быть заранее определена, чтобы компенсировать эти недостатки.

Диапазон объемной концентрации упрочняющих частиц для каждой конкретной системы может меняться, но, по утверждению авторов [85], ограничен пределами 12...20%.

Одним из возможных способов соединения деталей из ДУАКМ является плазменное напыление. В работах [88, 89] проводили сварку КМ на основе сплава 6061, упрочнённых частицами карбида кремния или оксида алюминия с объемной долей армирования SiC – 10% и Al₂O₃ – 20 %. Образцы из ДУКМ толщиной 3,2 мм и шириной 20 мм с разделкой кромок (130°, рисунок 1.11) собирали без зазора в корне шва. Для получения большей шероховатости поверхность разделки пластин обрабатывали наждаком, после этого проводили сварку образцов. Для напыления использовали композиционный порошок на основе сплава 2014 с объемной долей SiC 15 %, диаметр гранул которого находился в интервале между 45 и 150 мкм. Мундштук для напыления располагали перпендикулярно образцу. Напыление производили при возвратно–поступательном движения со скоростью 0,21 м/с до полного заполнения разделки. Экспериментально определено, что оптимальное расстояние между мундштуком и соединением должно составлять 95 мм, температура предварительного подогрева – 473 К.

Для улучшения смачиваемости основного металла наплавленным, увеличения прочности соединений и снижения микропористости зоны соединения после напыления выполняли обработку горячим изостатическим

прессованием (температура 773 К, время 1 ч, давление 103,4 МПа), а также термообработку по режиму Т6. После закалки с последующим водяным охлаждением проводили старение сварных образцов при температуре 433 К в течение 18 ч.

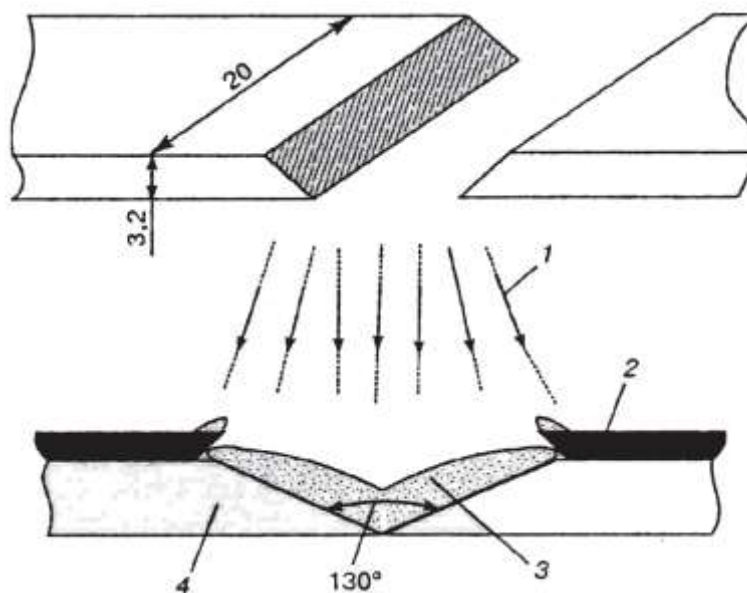


Рисунок 1.11 – Схема процесса напыления:

1 – напыляемые частицы; 2 – защитная маска; 3 – напылённый материал; 4 – основной материал [86]

Исследование структуры сварных соединений после изостатического прессования показало уменьшение количества армирующей фазы по сравнению с напыляемым порошком. Например, если перед напылением композиционного порошка объемная доля SiC в нем составляла 12–15 %, то в полученном соединении – всего 8,5 %. Основной причиной уменьшения содержания SiC является его термическое разложение в потоке плазмы. В связи с этим дисперсность частиц SiC в основном материале больше, чем в напыленном. Первоначальное предположение о реакции между алюминием матрицы и углеродом в процессе напыления не подтвердилось, так как металлографические исследования не показали наличие фазы Al_4C_3 в наплавленном металле. Однако в наплавленном металле обнаруживается большое количество растворенного кремния.

Механические испытания соединений без термообработки, с термообработкой Т6 и комбинированной (Т6 + горячее изостатическое прессование) позволили установить три возможных типа разрушения: по границе раздела между основным и наплавленным металлом, в наплавленном слое и сочетание обоих типов (рисунок 1.12), причем тип разрушения не зависит от вида термообработки. Однако было установлено, что термическая обработка Т6 значительно повышает прочность соединения, которая после комбинированной обработки становилась вдвое выше, чем сразу после напыления. Так, если сразу после напыления она была равна 60–100 МПа, то после термообработки Т6 она достигала 120...140, а при комбинированной – 140–180 МПа.

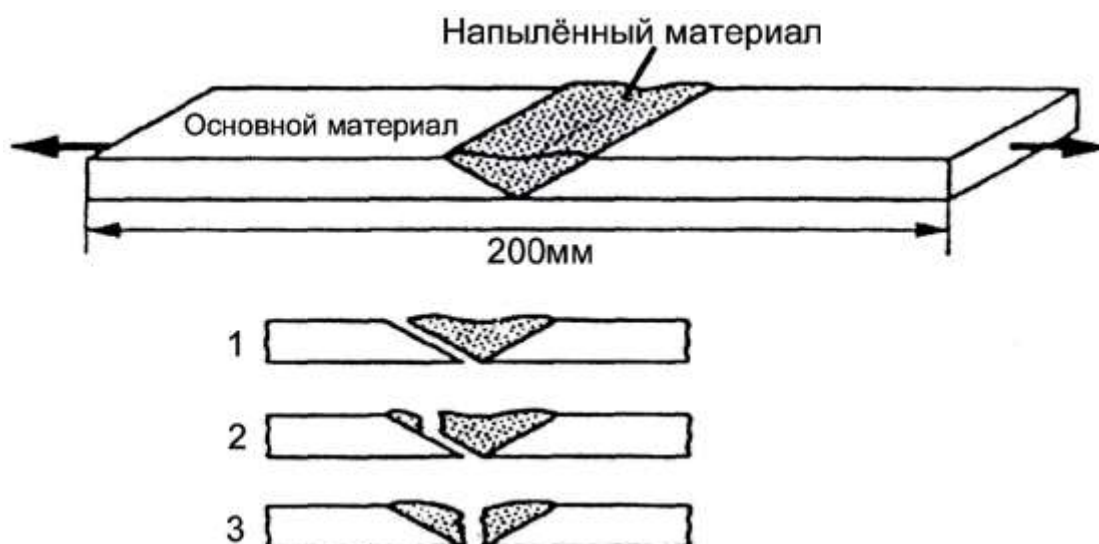


Рисунок 1.12 – Три типа разрушения соединения, полученного плазменным напылением:

- 1 – разрушение по границе раздела между основным и наплавленным металлом; 2 – комбинированное разрушение. 3 – разрушение по напылённому слою [86]

В работе [90] предложен способ плазменной наплавки с применением присадочной проволоки, позволяющий получить наплавленный композиционный слой путем введения износостойких компонентов в сварочную ванну при сохранении эффекта катодной очистки проволоки. Суть способа наплавки состоит в том, что наплавку изделия осуществляют с

применением присадочной проволоки, которую подают в зону наплавки до касания с изделием, благодаря чему осуществляется ее катодная очистка.

При этом перед подачей в сварочную ванну на диаметрально противоположные боковые участки присадочной проволоки, не соприкасающиеся с наплавляемой деталью, наносят при помощи клеящего вещества износостойкий порошок (рисунок 1.13). При данном способе плазменной наплавки используют схему подачи проволоки, обеспечивающую струйный перенос, т. е. поверхность проволоки, не покрытая порошком, должна соприкасаться с обрабатываемой деталью. В этом случае возникают благоприятные условия для получения эффекта катодной очистки проволоки и повышения качества наплавки. При наплавке клеящий раствор выгорает, не оказывая влияния на химический состав сварочной ванны, а легирующий порошок вместе с проволокой обеспечивает наплавленный слой из ДУАКМ.

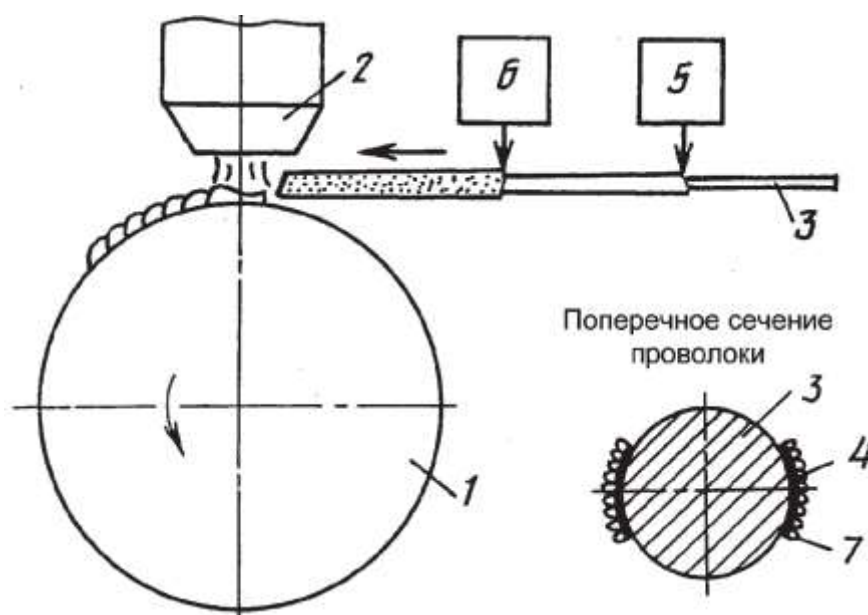


Рисунок 1.13 – Схема плазменной наплавки с применением присадочной проволоки:

1 – изделие; 2 – плазменная горелка; 3 – проволока; 4 – клеящий раствор; 5 – питатель клея; 6 – порошковый питатель; 7 – армирующий порошок [86]

Данный способ позволил осуществить наплавку алюминиевого поршня автомобиля ЗИЛ–130 с получением в наплавленном слое композиционный

КМ с матрицей из алюминиевого сплава АК-5, упрочнённого порошком ПН 70 10 30 (ТУ 14–1–3282–81). Массовая доля порошка составила 15–20%. При этом были использованы следующие режимы наплавки: $I_n = 60–100$ А; скорость подачи проволоки – 18–20 м/ч; скорость наплавки 20–25 м/ч;

Лучевые способы сварки. О лучевых способах сварки алюмоматричных КМ сообщается в работах [79, 91–93], в которых отмечаются следующие особенности сварки:

- перераспределение армирующей фазы;
- развитие процессов взаимодействия армирующей фазы с расплавом матрицы в условиях сварочного процесса с образованием карбида алюминия Al_4C_3 , интерметаллидных фаз.

Показано, что введение керамического наполнителя в металлическую матрицу усиливает способность ДУКМ поглощать подводимую энергию пучка лазера. Из-за преимущественного поглощения энергии лазера керамическими армирующими наполнителями велика опасность их растворения в сварочной ванне и образования в сварных швах ДУАКМ хрупких продуктов взаимодействия, например, карбидных фаз Al_4C_3 и Al_4SiC_4 . Взаимодействие можно регулировать за счет изменения интенсивности излучения и длительности импульсов. Другие трудности при сварке ДУАКМ лазером состоят в обеспечении качественной сборки соединений, достижении удовлетворительного формирования шва, уменьшении пористости. Для защиты зоны сварки от окисления применяют гелий или смесь гелия с азотом; обратную сторону шва можно защищать аргоном.

Исследования свариваемости композита $Al25 + 18\% SiC$, приведённые в работе [79], показали, что при лазерном проплавлении CO_2 -лазером ($P = 2,7$ кВт, $V_{св} = 72$ м/ч) в условиях высоких скоростей охлаждения наблюдается значительно более измельченная структура матрицы в металле шва, чем в основном металле. В ней присутствуют мелкие дендриты твердого раствора алюминия и тонкая эвтектика с дисперсными включениями. Следует

отметить, что по характеру распределения армирующей фазы отдельные участки шва заметно отличаются. Так, узкий участок шва, примыкающий к линии сплавления, почти свободен от частиц SiC, что может быть связано с началом кристаллизации сварочной ванны и оттеснением этих частиц растущими дендритами δ -твердого раствора. Далее идет широкая область, в которой темно-серые частицы SiC распределены более равномерно, чем в структуре исходного композита. В центре шва почти по всей глубине проплавления частицы SiC присутствуют лишь на отдельных участках. В этой части наблюдается образование новых фаз – значительное количество хаотично расположенных игольчатых включений и крупных светло-серых глобулей. Встречается и комплексное выделение этих фаз. Полученное распределение армирующих частиц при лазерной сварке также согласуются с результатами, полученными в работе [91] при дуговой сварке.

В работе [92] изучали влияние погонной энергии и продолжительности термического цикла сварки на микроструктуру шва, полученного при лазерной сварке ДУКМ с объемной долей SiC 15%.

Использовали CO₂-лазер непрерывного излучения и импульсный Nd-YAG – лазер с различной входной мощностью и скоростью сварки. Лазерная сварка с низкой погонной энергией и коротким термическим циклом позволяет предотвратить образование фазы Al₄C₃ в металле зоны сплавления. Для понимания последовательности изменения его микроструктуры в зависимости от эффективной максимальной температуры, а также выдержки при этой температуре (в зависимости от расстояния до центральной линии шва) создана качественная модель фазовых превращений. Эта модель показала, что в центре зоны сплавления частицы SiC растворяются в жидком алюминии при температуре сварки.

При охлаждении происходит выпадение из жидкости следующих фаз: вначале Al₄C₃, затем первичного кремния. На завершающем этапе кристаллизации появляется эвтектика Al-Si. Микроструктура шва, полученная при сварке импульсным лазером, по фазовому составу

аналогична наблюдаемой в металле шва, сформированных CO_2 -лазером, но обычно она более дисперсная.

Электронно-лучевая сварка. Преимущества этого метода заключаются в отсутствии окисления расплавленного металла и армирующего наполнителя, вакуумной дегазации металла в зоне сварки, высокой концентрации энергии в пучке, позволяющей получить соединения с минимальной шириной зоны плавления и околошовной зоны. При специальной подготовке соединений возможна сварка с использованием присадочных проставок. При данной сварке происходит разбавление металла закладного элемента расплавом основного металла и переход упрочняющих частиц в металл шва. При этом количество частиц в последнем значительно меньше, чем в основном металле.

В работе [79] проводили проплавление пластин из ДУАКМ АЛ25+18% SiC толщиной 5 мм электронным лучом на режимах $P = 1,8$ кВт и $v_{\text{св}} = 60$ м/ч. При электронно-лучевом проплавлении авторам [79] удалось получить почти равномерное распределение армирующих частиц SiC в матрице металла шва. Исключением является небольшой участок в центральной части ближе к поверхности шва, где обнаружены короткие и тонкие игольчатые включения Al_4C_3 , располагающиеся, как правило, вокруг частиц SiC. Очевидно, в этой области происходит взаимодействие алюминиевого расплава с этими частицами с образованием Al_4C_3 .

Оно менее интенсивно, чем при воздействии лазерным лучом, поскольку меньше область взаимодействия, в которой наблюдается образование включений новой фазы. На рассматриваемом участке игольчатые включения более тонкие и короткие, чем в случае лазерного проплавления, а избыточные кристаллы кремния отсутствуют, что характерно для доэвтектического алюминиевого сплава и свидетельствует о переходе в расплав небольшого количества кремния. Микротвердость на различных участках шва изменяется мало и составляет HV 1500–1700 МПа.

В работе [93] изучали особенности электронно-лучевой сварки КМ на основе алюминиевого сплава А-356, с объемной долей SiC 15%. Сварку производили со скоростью 30,5 м/ч при погонной энергии 0,18–0,36 кДж/мм с применением расфокусировки электронного луча. Металл зоны расплавления в сварном соединении отличается равномерным распределением SiC.

Включений частиц Al_4C_3 в зоне шва очень мало, они имеют игольчатую форму, длину менее 20 мкм и расположены в верхней части шва. С увеличением расфокусировки пучка размер игл Al_4C_3 возрастает. В работе доказано преимущество электронно-лучевой сварки перед лазерной сваркой из-за различия механизма поглощения энергии в этих двух процессах, а также сообщается об успешном применении способов сварки с коротким термическим циклом.

Интенсивное порообразование объясняется тем, что упрочняющие частицы композиционного материала в объеме сварочной ванны действуют как готовые подложки для образования зародышей газовых пузырьков, формируя при пересыщении растворенным газом расплава многочисленные центры возникновения газовой фазы [93–101].

Из приведённого обзора можно сделать следующее заключение.

Сварка плавлением алюмомаричных ДУАКМ осложнена следующими факторами: перераспределением армирующей фазы в сварном шве; взаимодействием между расплавом алюминиевой матрицы и армирующей фазой под действием высокотемпературного сварочного нагрева; интенсивным порообразованием, особенно при сварке КМ, полученных порошковой металлургией.

Кроме того, наблюдается повышение вязкости металла при увеличении армирования матрицы, что препятствует образованию единой сварочной ванны и качественного шва при сварке КМ с долей армирования более 10%.

При сварке плавлением необходимо выбирать режимы сварки с минимальной погонной энергией для обеспечения сохранения армирующей

фазы и уменьшения её перераспределения. Кроме того, при сварке алюмоматричных ДУАКМ, армированных частицами или нитевидными кристаллами карбида кремния, необходимо учитывать влияние кремния, содержащегося в качестве легирующего компонента в матрице ДУАКМ, на реакции взаимодействия в условиях сварочного процесса.

Снижение свариваемости дисперсно-упрочненных композиционных материалов с алюминиевой матрицей стимулировало исследователей на поиски альтернативных путей создания неразъемных соединений, способных минимизировать термическое воздействие и формировать соединения без расплавления металла. Малое тепловложение приводит к меньшему структурно-фазовому изменению и, соответственно, разупрочнению, что делает процессы сварки в твердой фазе перспективными для сварки алюминиевых и алюминий-литиевых термоупрочняемых сплавов. Именно поэтому все большее применение при изготовлении сварных конструкций из дисперсно-упрочненных композиционных материалов с алюминиевой матрицей находит новый процесс сварки в твердой фазе – сварки трением с перемешиванием (СТП, Friction Stir Welding, FSW).

1.4. Процесс сварки трением с перемешиванием и перспективы его применения для соединения дисперсно-упрочненных композиционных материалов с алюминиевой матрицей

Сварка трением с перемешиванием изобретена Томасом Уэйном и запатентована Британским институтом сварки (TWI) в 1991 году [102] для получения неразъемных соединений различных материалов. Однако, согласно авторскому свидетельству №195846 (СССР, 1967) Ю.В. Клименко, родиной процесса, с исторической точки зрения, следует считать СССР. В настоящее время этот способ широко исследован для соединения пластин многочисленных сплавов, в том числе разнородных, таких как алюминиевые,

магниевого, медного, стального для оптимизации механических и химических свойств [103, 104].

Сварка трением с перемешиванием представляет собой процесс, происходящий в металлах в твердом агрегатном состоянии, при котором механическое соединение происходит посредством погружения специального вращающегося инструмента, состоящего из двух частей, называемых плечом и пином (штифт, 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 приведен на рисунке 1.14.



Рисунок 1.14 – Схема процесса сварки трением с перемешиванием

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

Выделение тепла за счет работы сил трения и интенсивная пластическая деформация в размягченном материале вокруг инструмента являются основополагающими для процесса сварки трением с перемешиванием [105]. При деформации материала также генерируется и перераспределяется тепло, создавая, тем самым, неоднородное

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

Повышение температуры в зоне трения пина и материала деталей позволяет инструменту двигаться вдоль линии стыка и перемешивать материал, образуя сварное соединение [104]. Температура при сварке не превышает температуру плавления основного металла [106]. Таким образом, источник тепла распределяется в объеме материала, окружающем пин, который в сварке трением с перемешиванием называется зоной перемешивания [107]. 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 [108].

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 [109] 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 [110]. В случае несоответствия параметров процесса сварки трением с перемешиванием их оптимальным значениям может возникнуть ряд дефектов.

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

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 [105]. 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 [111], который принят в Американском стандарте сварочного общества D17 3M [112].

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 [113]. В соединении, полученном сваркой трением с перемешиванием, как правило, выделяют 4 характерные зоны влияния процесса сварки (рис. 1.15):

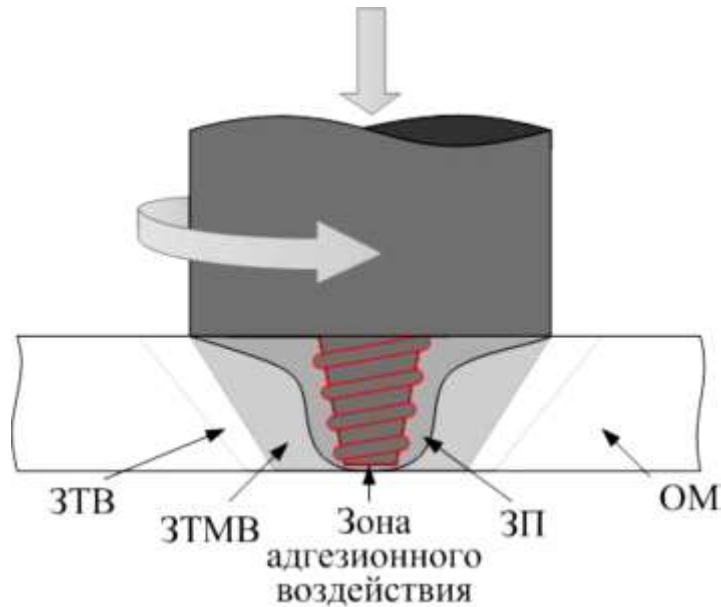


Рисунок 1.15 – Особенности структуры материала соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием.

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

1. Зона интенсивной деформации называется зоной перемешивания, так же предложен термин "динамически рекристаллизованная область" [112], который широко используется в литературе;

2. Зона термомеханического воздействия, где материал испытывает меньшую деформацию и более низкую температуру [107]. В случае алюминия в этой области возможно генерировать значительную пластическую деформацию без рекристаллизации, и, как правило, между рекристаллизованной и деформированной зоной термомеханического воздействия имеется макроскопическая граница;

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

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

В зоне термического влияния, удаленной от центра сварного шва, нет очевидного изменения структуры зерен, а обнаружить ее можно только изменением твердости и, как правило, различной реакцией на травитель. Кроме того, при приближении к центру сварки в структуре зерен можно увидеть четкие следы пластической деформации. Во внешней части зоны термомеханического воздействия исходные зерна различимы, но искривлены в соответствии с движением потока металла в зоне перемешивания, о чем свидетельствует обратная полюсная фигура. 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". 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 [105]. 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".

Одним из ключевых параметров, определяющих течение материала и распределение температуры в сварном шве, является скорость вращения инструмента, которая влияет на производство тепла в прилегающей к инструменту зоне. При увеличении скорости вращения инструмента

температура нагрева материала возрастает. При высоких скоростях вращения инструмента улучшается процесс перемешивания пластифицированного материала, что является положительным фактором при сварке, однако повышенная скорость вращения приводит к перегреву материала и деградации его структуры, что особенно негативно сказывается на структуре высокопрочных термически упрочняемых алюминиевых сплавов.

Анализ литературных данных показал, что существуют отдельные отрывочные данные по применению сварки трением с перемешиванием для соединения листовых заготовок из дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов. Так в работе [114] показано, что применение сварки трением с перемешиванием позволяет получить соединения ДУКМ с алюминиевой матрицей с дисперсными армирующими керамическими частицами оксида алюминия Al_2O_3 или карбида кремния SiC . Следует отметить, что благодаря формированию швов в твердой фазе процесс СТП позволяет получать качественные неразъемные соединения композиционных алюминиевых сплавов без изменения их фазово-структурного состояния.

Отмеченное выше, с одной стороны, иллюстрирует перспективность применения сварки трением с перемешиванием для получения неразъемных соединений дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов, а с другой – подтверждает актуальность проведения углубленных исследований структуры и свойств соединений, получаемых при СТП.

1.5. Цель и задачи исследований

Проведенный литературный обзор по сварке ДУАКМ показал следующее:

1. Применение дисперсно-упрочненных композиционных алюмоматричных материалов позволило снизить массу узлов самолетов, эксплуатируемых при повышенной температуре, примерно на 12–16%.

2. Разработана широкая гамма дисперсно-упрочненных композиционных материалов с алюминиевой матрице, упрочнение которых достигается армированием частицами Al_2O_3 , SiC и Al_4C_3 . Получение указанных материалов в основном осуществляется с помощью порошковой металлургии.

3. Сварка плавлением для соединения деталей из дисперсно-упрочненных композиционных алюмоматричных материалов сопровождается образованием интенсивной пористости в металле шва, перераспределение армирующей фазы в сварном шве, растворение армирующей фазы в сварочной ванне. Установлено, что из-за низкой текучести сварочной ванны сваркой плавлением получить соединение ДУАКМ с объемной долей армирования не удастся.

4. Известен успешный опыт по применению сварки трением с перемешиванием для соединения пластин из дисперсно-упрочненного композиционного материала на основе сплава Д16, армированного частицами Al_2O_3 и SiC с объемной долей армирования 16%. Показано, что при СТП не наблюдается изменения структуры основного материала.

5. Выявлен малый объем проведенных исследований по изучению механических свойств и коррозионной стойкости, а также структуры и фазового состава соединений дисперсно-упрочненных композиционных материалов с алюминиевой матрицей, выполненных СТП.

6. Показана актуальность проведения исследований СТП дисперсно-упрочненных композиционных материалов с алюминиевой матрицей с учетом специфики применения в авиационной технике с ее требованиями по ресурсу и надежности сварных соединений.

В этой связи, актуальным становится исследование влияния параметров процесса сварки трением с перемешиванием на структурно-

фазовое состояние дисперсно-упрочнённых алюмоматричных композиционных материалов.

Целью диссертационной работы является определение зависимостей свойств сварных соединений от структурно-фазового состояния и параметров режима при сварке трением с перемешиванием дисперсно-упрочнённых алюмоматричных композиционных материалов для создания на их основе сварных конструкций.

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

1. Исследовать влияние основных технологических параметров режима сварки трением с перемешиванием листов дисперсно-упрочнённых алюмоматричных композиционных материалов на механические характеристики и шероховатость поверхности сварных соединений.

2. Установить влияние параметров режима сварки трением с перемешиванием на распределение упрочняющих частиц в пределах зоны перемешивания соединения дисперсно-упрочнённого алюмоматричного композиционного материала.

3. Изучить влияние объемной доли упрочняющих частиц в дисперсно-упрочняемом композиционном материале на формирование швов при сварке трением с перемешиванием и их фазовый состав.

4. Исследовать влияние шероховатости поверхности швов на усталостные характеристики сварных соединений ДУАКМ на основе матрицы из сплавов 1565ч и Д16Т.

5. Определить возможность получения качественных соединений ДУАКМ с деформируемыми алюминиевыми сплавами и их свойства при нормальной и повышенной температуре испытаний.

6. Установить влияние объемной доли упрочняющей фазы в дисперсно-упрочнённом композиционном материале на интенсивность и характер износа рабочего инструмента при сварке трением с перемешиванием стыковых соединений.

Глава 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1. Исследуемые материалы

Для исследования были выбраны дисперсно-упрочненные композиционные материалы (ДУАКМ) с матрицей из сплавов 1565чМ и Д16Т. В качестве упрочняющих частиц использовались частицы интерметаллидов Al_2O_3 и SiC при их различной доле в материале. Объемная доля упрочняющих частиц варьировалась в диапазоне 6–25%. ДУАКМ в исследовании применялись в виде листовых заготовок толщиной 5 мм.

Наряду с использованием упрочняющих частиц традиционных размеров, применялись наноразмерные упрочняющие частицы. Для получения полуфабрикатов ДУАКМ использовались методы порошковой металлургии. Механические свойства исследуемых ДУАКМ представлены в таблице 2.1.

Структура алюмоматричного композита представляет собой матричные зерна алюминиевого сплава (1565чМ, Д16Т), находящиеся в нем интерметаллидные включения, и частицы армирующей фазы, более менее равномерно распределенные по всему объему матрицы.

На характеристики композиционных материалов, кроме механических свойств наполнителя и матричного сплава, объемного соотношения компонентов, структуры композиционных отливок и характера термической или термомеханической обработки, существенно влияют фракционный состав и равномерность распределения армирующих частиц в матрице сплава Д16Т.

С уменьшением армирующих частиц понижается плотность дислокаций и уровень внутренних напряжений в приграничных слоях. В больших частицах наблюдается упругий изгиб решетки на стыках отдельных зерен, что приводит к возникновению на этих участках упругих напряжений. Кроме того, с увеличением размера частиц у них повышается плотность дефектов структуры, количество двойников и дефектов упаковки.

Таблица 2.1 – Механические свойства исследуемых дисперсно-упрочненных композиционных материалов в зависимости от матричного сплава и объемной доли упрочняющих частиц при 20 °С

Свойство	Объемная доля упрочняющих частиц, %				
	0	6	15	20	25
Матричный сплав 1565чМ, упрочняющие частицы Al ₂ O ₃ (размер частиц 5–20 мкм, расстояние между частицами 3–10 мкм)					
Временное сопротивление σ_B , МПа	335	340	355	410	430
Относительное удлинение δ , %	15	12	9	4	3
Матричный сплав 1565чМ, упрочняющие частицы SiC (размер частиц 5–20 мкм, расстояние между частицами 3–10 мкм)					
Временное сопротивление σ_B , МПа	335	353	372	426	448
Относительное удлинение δ , %	15	11	7	3	2
Матричный сплав Д16Т, упрочняющие частицы Al ₂ O ₃ (размер частиц 5–20 мкм, расстояние между частицами 3–10 мкм)					
Временное сопротивление σ_B , МПа	430	440	455	485	505
Относительное удлинение δ , %	9	7	5,5	2	1,5
Матричный сплав Д16Т упрочняющие частицы SiC (размер частиц 5–20 мкм, расстояние между частицами 3–10 мкм)					
Временное сопротивление σ_B , МПа	430	458	473	508	525
Относительное удлинение δ , %	9	5	3	2	1
Матричный сплав Д16Т упрочняющие частицы SiC (размер частиц менее 0,1 мкм, расстояние между частицами 0,1–2,5 мкм)					
Временное сопротивление σ_B , МПа	430	466	497	520	540
Относительное удлинение δ , %	9	5	3	2	1

2.2. Сварка 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 и опытной установкой, созданной в ФГБОУ ВО "Московский политехнический университет" на базе фрезерного станка с числовым программным управлением (рисунки 2.1 а, б). Для исследований сварных соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием, использовали пластины толщиной (s) 5,0 мм.



а



б

Рисунок 2.1 – Опытно–промышленная установка «Сеспель» (а) и опытная установка Московского политехнического университета (б) для сварки трением с перемешиванием

В таблице 2.2 приведены ориентировочные режимы сварки трением с перемешиванием листовых заготовок алюминиевых сплавов 1565чМ и Д16Т толщиной 5-6 мм, которые были взяты за основы при отработке режимов сварки ДУКМ с алюминиевой матрицей из указанных сплавов.

В общем случае ширина сварного шва зависела от диаметра заплечика и штыря используемого сварочного инструмента. Все сварные соединения, исследованные в данной работе, были выполнены инструментами, которые формировали для пластин толщиной 5,0 мм шов шириной ~16–20 мм.

Таблица 2.2 – Режимы сварки образцов алюминиевых сплавов 1565чМ и Д16Т способом трения с перемешиванием

Марка сплава	Частота вращения инструмента ω , об/мин	Скорость подачи инструмента (скорость сварки) $V_{св}$, мм/мин	Угол наклона инструмента в плоскости свариваемых кромок α , град.	Усилие прижатия инструмента, Р, кг
1565чМ	850	180–200	3–4	2000–2100
Д16Т	1000	130–150	2–3	2700–2900

2.3. Дефектоскопия сварных соединений

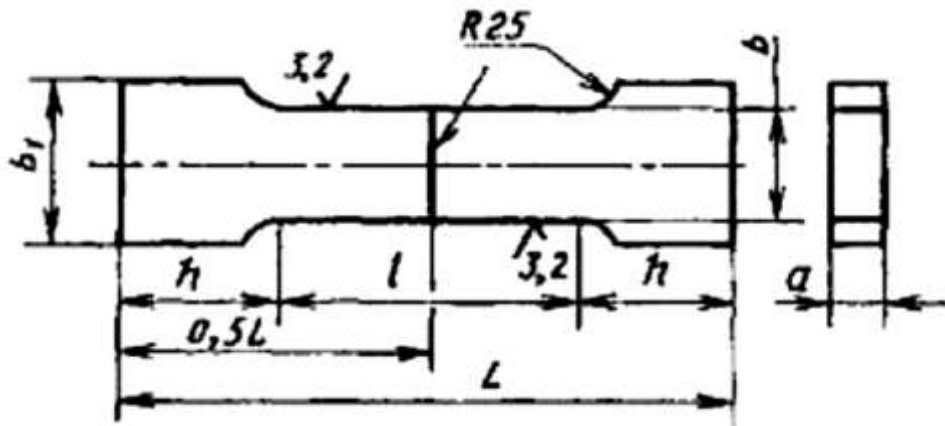
Первичный контроль сварных соединений выполняли с помощью рентгеновского источника типа ICM CP 120 и цифрового приемника Teledyne Dalsa 6К. Для радиографического анализа дефектов сварного шва использовали рентгеновский телевизор ФИЛИН 1010 производства компании «Тестрон», г. С–Петербург. Для регистрации рентгеновского излучения использовался плоскопанельный цифровой детектор Teledyne DALSA с размером входного окна 100 x 100 мм и разрешением 2048x2048 пикселей. Размер элемента изображения (пикселя) детектора составлял 48 микрометров. В отличие от рентгеновской пленки, использование цифрового детектора позволяло получать позитивное изображение объекта непосредственно после окончания экспонирования и сохранять его в виде файла в графическом формате для последующей обработки.

Экспозиция осуществлялась с помощью компактного источника рентгеновского излучения ICM CP120.

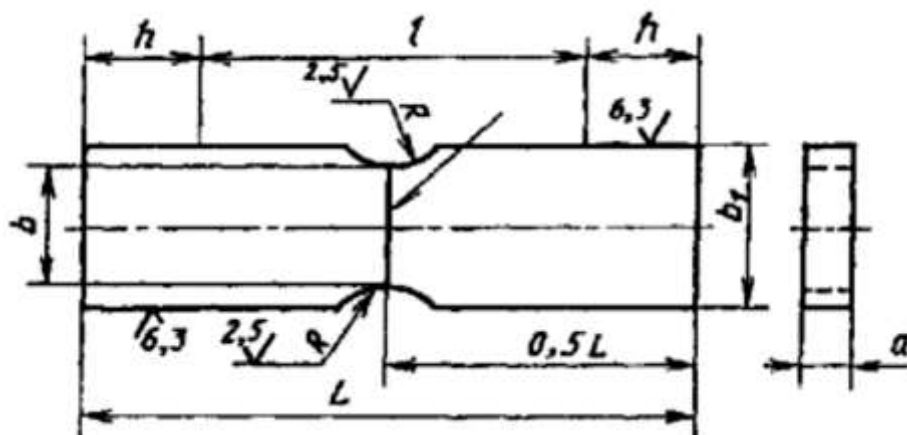
Расстояние от окна рентгеновского источника до образца составляло 600 мм, до детектора 630 мм, т.е. съемка велась практически без геометрического увеличения.

2.4. Методы исследования механических свойств соединений

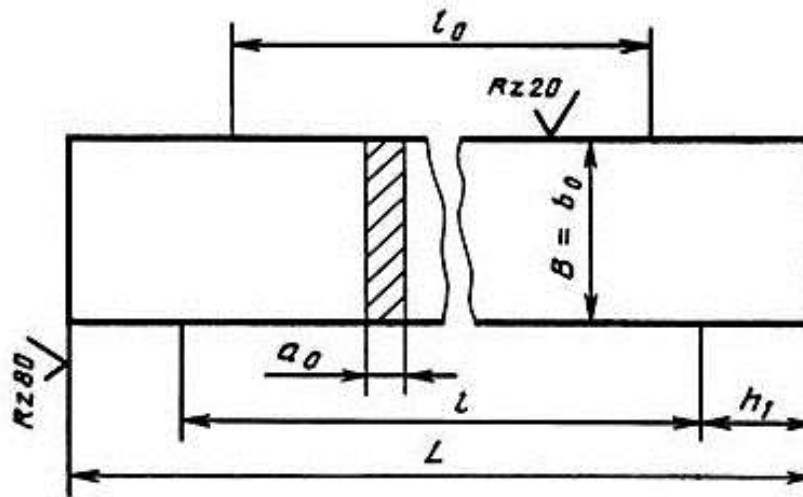
Механические испытания на прочность сварных соединений проводились на испытательной машине УТС 110М-100 при комнатной температуре. Образцы для испытаний сварных соединений соответствовали требованиям ГОСТ 6996 и представляли собой лопатки, с шириной рабочей части 15 мм, длиной 150 мм, вырезанные поперек сварного соединения с расположением сварного шва посередине рабочей части образцов (рисунок 2.2 (а) и (б)).



а



б



в

Рисунок 2.2 – Образцы: для испытаний стыковых соединений:
 а – схематичное образца для испытаний сварного соединения;
 б – образец для испытаний металла сварного шва; в – для основного материала (без головки)

Форма и размеры плоских образцов для определения прочности металла шва в стыковом соединении соответствовали требованиям ГОСТ 6996 (плоские образцы типа XXIV, рисунок 2.2 (б)). Образцы для испытаний на растяжение основного металла были изготовлены в соответствии с требованиями [115]. Для испытаний основного металла применяли пропорциональные плоские образцы без головок типа II, показанные на рисунке 2.2 (в).

Поскольку разрушение образцов при статическом нагружении, как правило, реализуется в зоне термомеханического влияния, была предпринята попытка определения прочности непосредственно в ядре сварного шва, где структура материала была однородной вследствие рекристаллизации.

Образцы для испытаний были вырезаны вдоль и поперек направления сварки, рабочая часть их содержала только зону перемешивания, состоящую из рекристаллизованных зерен (рисунок 2.3 (а, б)).

Результат испытания по каждому режиму сварки представлял собой среднее арифметическое значений предела прочности трех разрушенных

образцов. Погрешность рассчитывалась в соответствии с рекомендацией [116].

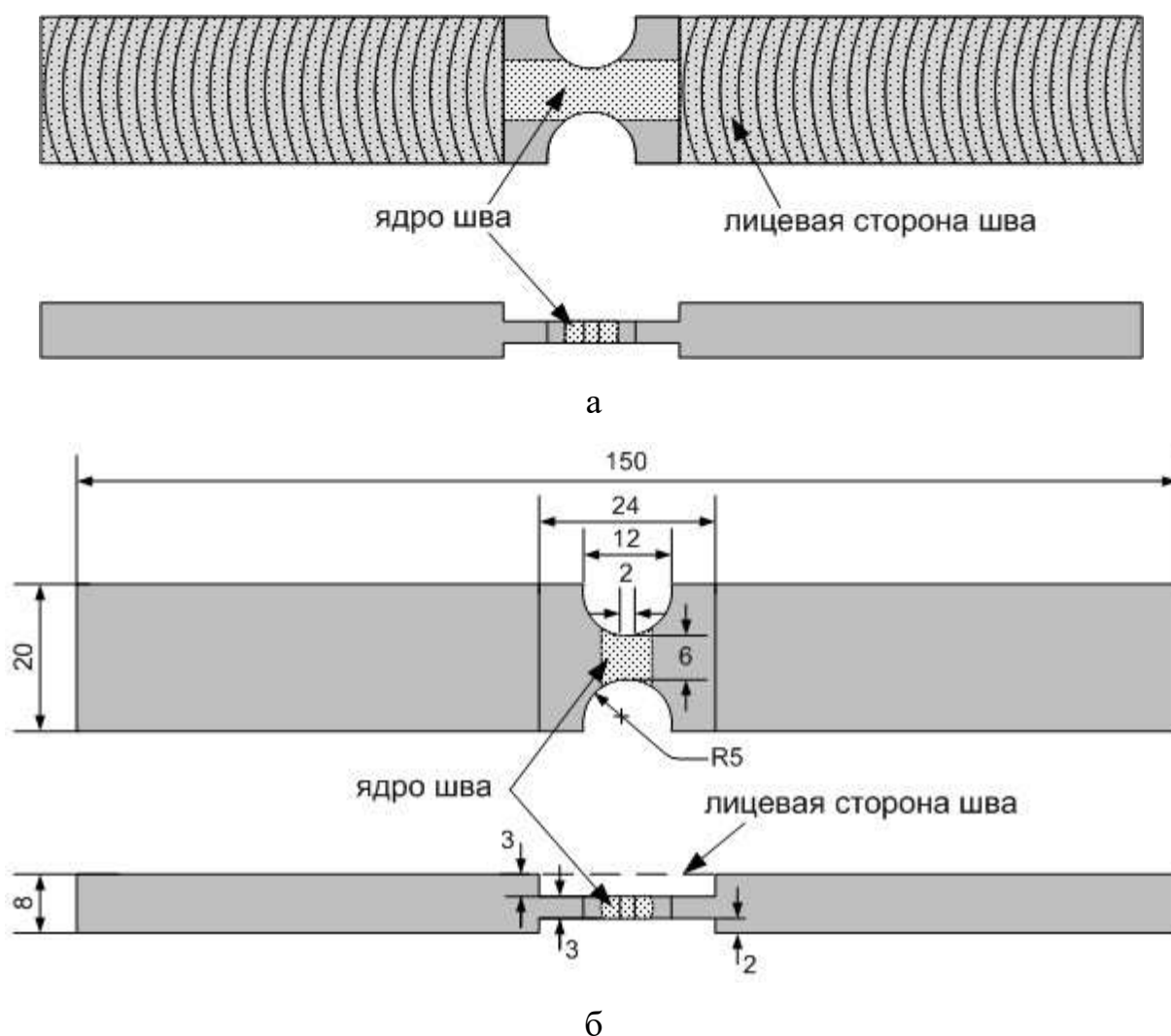


Рисунок 2.3 – Схема вырезки образцов из ядра сварного шва:
а – вдоль направления сварки; б – поперек направления сварки [116]

Определение механических характеристик основного металла и сварных соединений ДУАКМ при повышенных температурах осуществлялось по методике, изложенной в [115, 117]. Стандартные испытания образцов по [117] проводилось на машине «Schenk Trebel» с датчиком деформации А-25110, при комнатной и повышенных температурах. Стандартные испытания на растяжение при повышенных температурах листов из ДУКМ проводились на базе АО «РСК "МиГ"».

Испытания на статический изгиб проводятся для определения способности сварного соединения выдерживать заданную пластическую деформацию или для оценки предельной пластичности металла при изгибе. Предельная пластичность характеризуется углом изгиба α (рисунок 2.4) до образования первой трещины [118].

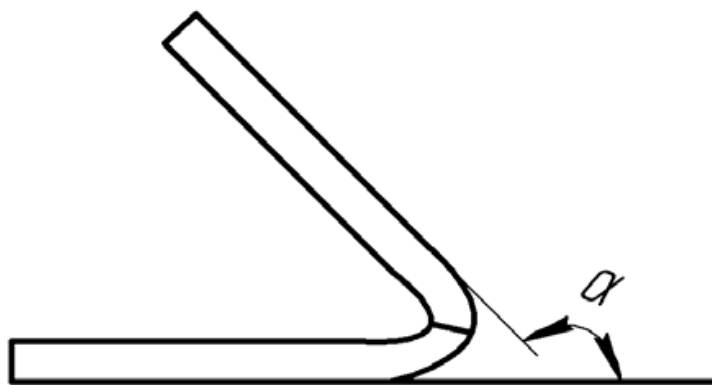


Рисунок 2.4 – Схема определения угла α изгиба сварного соединения [118]

Испытания на статический изгиб проводились на универсальной испытательной машине УТС 110М–100. Образцы для испытаний соответствовали ГОСТ 6996, тип XXVI (рисунок 2.5). Испытания включали определение угла изгиба и наличия трещин при статическом изгибе.

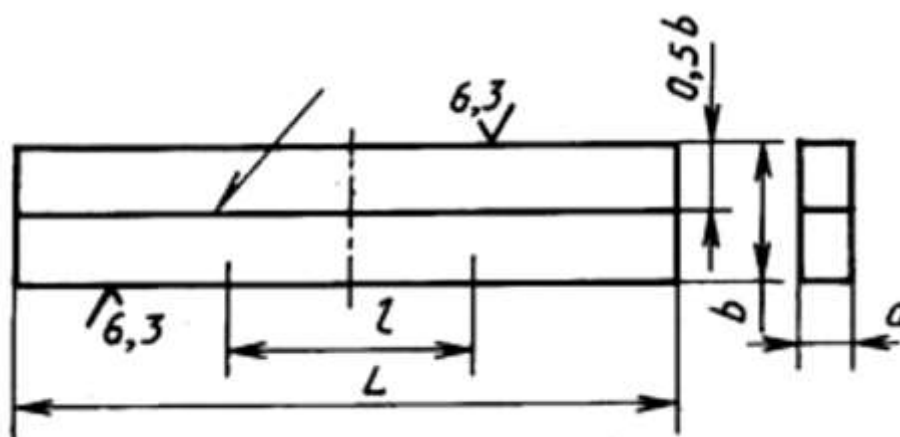


Рисунок 2.5 – Плоские образцы для испытаний на статический изгиб

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.

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

2.5. Методы исследования структуры сварных соединений

Структурные исследования полученных сварных соединений были направлены на обнаружение и объяснение закономерностей процесса структурообразования, реализующихся при сварке трением с перемешиванием и лазерной сварке, а также на выявление дефектов сварки и механизма разрушения сварных соединений. Для изучения особенностей структуры исследуемых образцов применяли методы оптической металлографии, просвечивающей электронной и атомно-силовой микроскопии, а также методы дифракции обратно рассеянных электронов и растровой электронной микроскопии.

Для металлографических исследований структуры сварных швов, полученных сваркой трением с перемешиванием, использовались образцы в виде параллелепипедов длиной (20 – 22) мм (на 2 – 4 мм больше ширины сварного шва), шириной (5 – 7) мм и высотой равной толщине свариваемых пластин. Вырезка образцов производилась электрической дисковой пилой по схемам, представленным на рисунке 2.6.

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

состав микроскопа. Тонкую структуру сварных соединений и элементный анализ определяли с помощью сканирующего электронного микроскопа Philips SEM 515 с энергодисперсионным рентгеновским микроанализатором «Genesis».

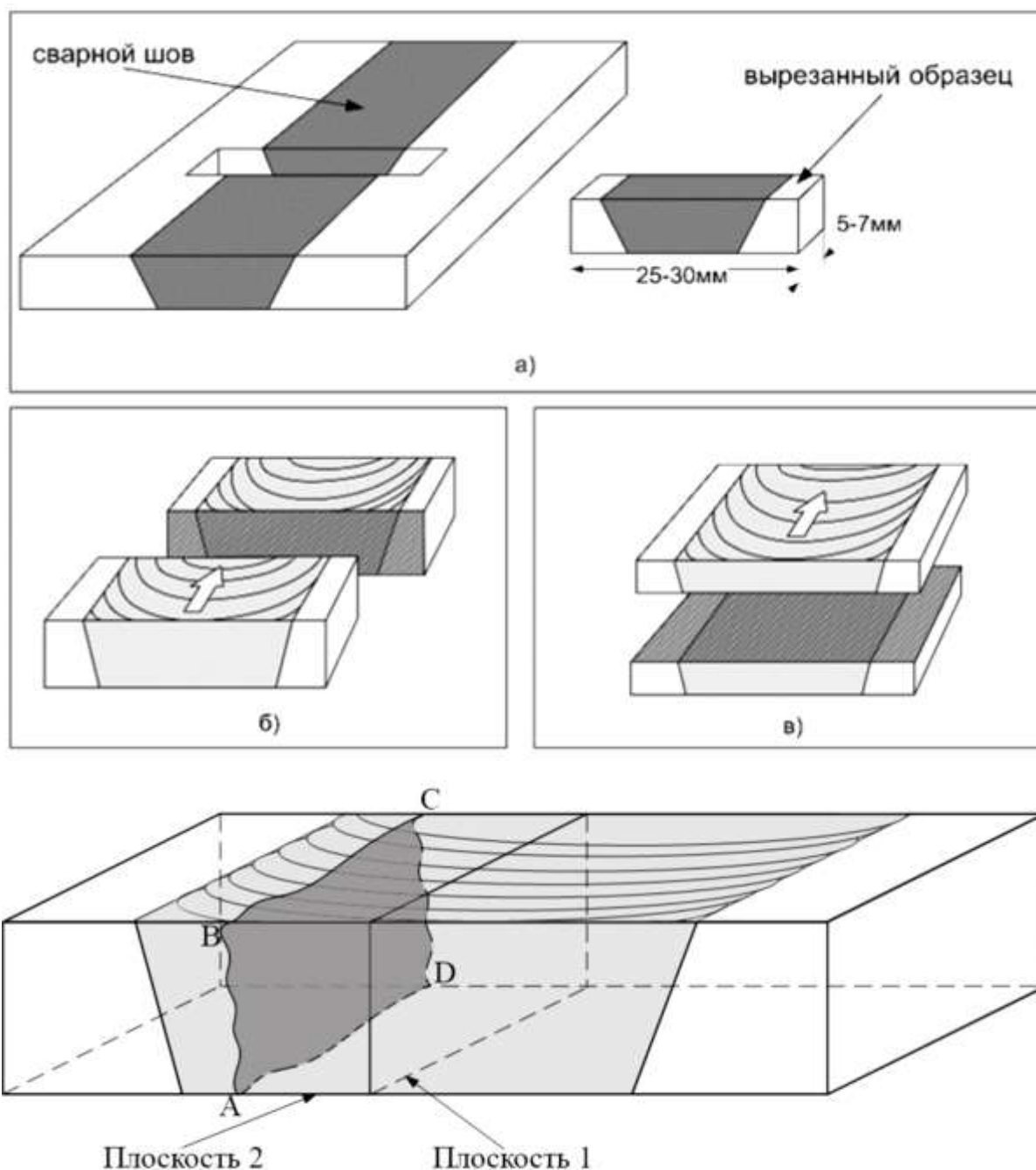


Рисунок 2.6– Схемы вырезки: а–в – образцов, предназначенные для металлографических исследований поперечного сечения сварного соединения; АВСД– область фрактографических исследований

Исследование структуры методом дифракции отраженных электронов (EBSD–анализа) [101] проводили на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO–50 с вольфрамовым термокатодом, оснащенный детектором обратно рассеянных электронов Nordlys (Oxford Instruments), при ускоряющем напряжении 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.

Фрактографические исследования поверхности разрушения образцов после испытаний на растяжение были выполнены при помощи электронного сканирующего микроскопа MiniSEM (Ю. Корея). Съемка производилась в режиме вторичных электронов при увеличениях x50, x100, x200 и x500.

Для травления микрошлифов использовался раствор Келлера состава (водный раствор 1,5% HCl, 2,5% HNO₃, 0,5 HF). Для травления макрошлифов применялся 15% водный раствор NaOH (KOH).

Просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ). Исследование микроструктуры, анализ фазового и элементного составов проводили при помощи просвечивающего электронного микроскопа JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ и увеличениях до x200 к. Объекты для исследований в виде тонких фольг приготавливались с помощью системы пробоподготовки EM-09100IS методом ионного утонения.

Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре ДРОН-4 по ГОСТ 16865-79. Измерения периодов решетки α -твердого раствора осуществляли в фильтрованном CuK α -излучении с использованием рефлекса (511)/(333) с углом дифракции $\theta \sim 80-81^\circ$. Текстуру оценивали с

помощью обратных полюсных фигур (ОПФ). Для измерения остаточных напряжений использовали метод $\sin 2\psi$.

Специальные методы испытаний изложены в соответствующих главах диссертации.

Глава 3. ВЛИЯНИЕ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ ДИСПЕРСНО- УПРОЧНЕННЫХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

3.1. Экспериментальный выбор режимов СТП дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов

Выбор диапазонов технологических параметров СТП осуществлялся на основании результатов предварительных экспериментов по сварке матричных сплавов Д16Т и 1565чМ. В процессе эксперимента технологические параметры СТП менялись в зависимости от характера формирования сварного шва. Диапазоны изменения технологических параметров режима СТП матричных сплавов приведены в таблице 3.1.

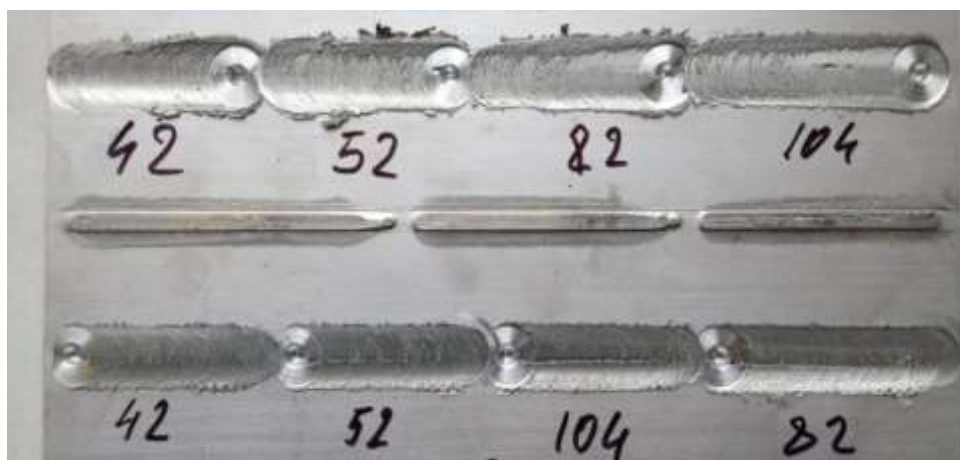
Таблица 3.1 – Диапазоны варьирования основных параметров для отработки режима СТП алюмоматричных ДУКМ

Марка матричного сплава	Скорость сварки $V_{св}$, мм/мин	Частота вращения инструмента ω , об/мин	Угол наклона инструмента α , град
1565чМ	30–240	550–1000	3
Д16Т	40–180	550–1000	2

Сварку проводили по заданному заглублению (0,3 мм) инструмента в материал. Выбор режима сварки проводился постановкой экспериментов – последовательного подбора сочетания скорости вращения инструмента и скорости сварки.

Фиксировалась определенная скорость вращения и варьировалась скорость сварки в пределах регулировки подач станка, затем менялась скорость вращения и снова варьировалась скорость сварки. Подбор параметров режима осуществлялся по визуальному контролю качества формирования лицевой поверхности сварного соединения, и разрушающим контролем излома образцов при испытаниях на угол изгиба.

Установлено, что сварка на частотах вращения инструмента более 850 об/мин приводит к значительному выходу грата и образованию тоннельного дефекта вне зависимости от скорости сварки (рисунок 3.1).



а



б

Рисунок 3.1 – Экспериментальный подбор параметров режима СТП матричных сплавов: а – подбор режима на листовом полуфабрикате; б – визуальный контроль качества соединения по излому при изгибе

Проводилась сварка контрольных партий заготовок из листов на выбранных параметрах режима с последующим рентгенографическим контролем, и вырезались образцы для механических испытаний.

3.2. Влияние объемного содержания армирующих частиц Al_2O_3 на параметры режима СТП ДУАКМ

Одним из ключевых параметров режима СТП, определяющих течение материала и распределение температуры в сварном шве, является частота вращения инструмента, которая влияет на производство тепла в прилегающей к инструменту зоне.

При увеличении частоты вращения инструмента температура нагрева материала возрастает. При высоких частотах вращения инструмента улучшается процесс перемешивания пластифицированного материала, что является положительным фактором при сварке, однако повышенная частота вращения приводит к перегреву материала и деградации его структуры.

Другим определяющим параметром режима СТП является скорость продольного перемещения инструмента в материале, увеличение которой обеспечивает возрастание скорости сварочного процесса, однако при этом происходит уменьшение интегральной температуры области сварки и повышение усилий сварки.

В рамках данной диссертационной работы было решено объединить два указанных выше параметра в один обобщенный, который бы отражал интегральную температуру нагрева материала в зоне перемешивания. В качестве такого параметра может выступать величина продольной подачи рабочего инструмента, приходящаяся на один его оборот, т.е.

$$J = V_{св}/\omega, \quad (3.1)$$

где $V_{св}$ – скорость сварки (скорость продольного перемещения инструмента), мм/мин; ω – частота вращения рабочего инструмента, об/мин.

Была проведена серия экспериментов по определению диапазона значений подачи инструмента на его оборот для матричных сплавов и ДУАКМ на их основе, в котором наблюдается формирование швов без дефектов. Более подробно рассмотрим формирование швов на материале

матрицы (сплав 1565чМ) и ДУКМ на основе матрицы из сплава 1565чМ с содержанием частиц Al_2O_3 на уровне 4–6%.

Скорость сварки и частота вращения инструмента существенно влияют на тепловыделение в зоне сварки. При определенных соотношениях частоты оборотов инструмента и скорости его перемещения по стыку выделяемого при трении тепла может оказаться недостаточно для пластификации объема металла, необходимого для заполнения полости, образуемой наконечником инструмента. Повысить степень пластификации металла можно за счет уменьшения скорости сварки или увеличения частоты вращения инструмента.

Для сплава 1565чМ оптимальное соотношение $V_{св}/\omega$ находится в диапазоне 0,04...0,38 мм/об. То есть скорость сварки может изменяться в пределах 40...380 мм/мин при частоте вращения инструмента 1000 об/мин или 20...190 мм/мин при 550 об/мин.

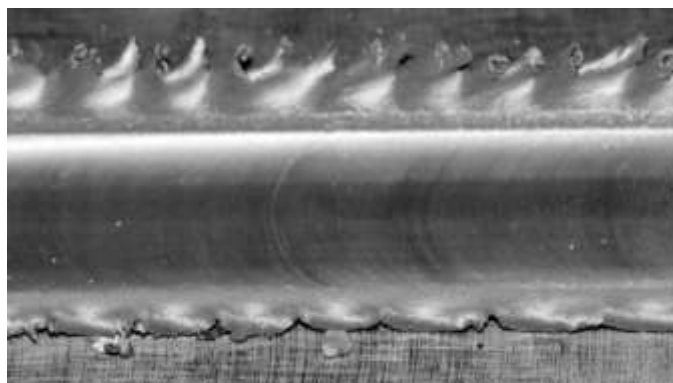
Исходя из представлений о механизме формирования соединения при сварке трением с перемешиванием, можно предположить, что нагрев металла в зоне формирования шва за счет трения должен обеспечивать для осуществления процесса интенсивной пластической деформации.

Из полученных результатов можно заключить, что при сварке трением с перемешиванием сплава 1565чМ оптимальные условия для формирования сварного шва создаются при нагреве металла рабочим инструментом в диапазоне температур 425...450 °С. Такой интервал температур нагрева обеспечивается при соотношений скоростей сварки и частот вращения инструмента с подачей на один оборот инструмента 0,08...0,38 мм/об.

Увеличение или уменьшение установленных рациональных соотношений $V_{св}/\omega$ для сплава 1565чМ влечет изменение внешнего вида поверхности шва и образование дефектов в швах.

Так для сплава 1565чМ снижение соотношения $V_{св}/\omega$ ниже установленного минимально допустимого значения (0,08 мм/об) при СТП

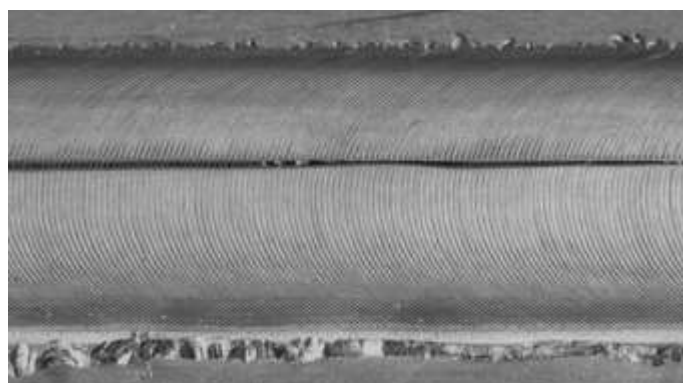
приводит к образованию на лицевой поверхности швов дефектов в виде грата (рисунок 3.2, а).



а



б



в

Рисунок 3.2 – Внешний вид швов сплава 1565чМ, выполненных при значениях $V_{св}/\omega$: а – 0,06 мм/об; б – 0,32 мм/об; в – 0,55 мм/об

При сварке листов сплава 1565ч на $V_{св}/\omega$ равном 0,30–0,32 мм/об наблюдается формирование лицевой поверхности шва с отчетливой шероховатостью (рисунок 3.2, б).

Превышение установленной максимально допустимой скорости перемещения инструмента за один его оборот на 15 % (до 0,55 мм/об) приводит к образованию поверхностных дефектов в виде несплошностей (рисунок 3.2, в) с лицевой поверхности шва.

Скорость сварки и частота вращения рабочего инструмента при СТП определяют взаимодействие сварочного инструмента со свариваемым материалом [119, 120], в результате которого формируется промежуточный слой пластифицированного материала, адгезионно связанный с инструментом и когезионно – с окружающим его материалом. Толщина s этого слоя перед инструментом является важным критерием, который лежит в основе подбора режимов СТП.

Способ подбора заключается в последовательном приближении от неоптимальных условий нагрева материала к оптимальным. Типичным случаем неоптимальных условий нагрева ДУАКМ со содержанием частиц Al_2O_3 в пределах 4–6% является локальный избыточный нагрев материала, имеющий два частных случая.

Первый случай – локальный избыточный нагрев опорным буртом и рабочим стержнем инструмента, возникающий при его завышенной частоте вращения и являющийся предельным случаем нарушения режима СТП.

В этих условиях между инструментом и материалом формируется тонкий промежуточный слой, имеющий адгезионную связь с инструментом. В результате этой связи слой вращается с частотой вращения инструмента и обладает слабой когезионной связью с окружающим материалом, о чем свидетельствуют низкие значения крутящего момента. При этом из-за слабой связи слоя и окружающего материала возникает его недогрев и недостаточная пластификация, и материал оказывает значительное сопротивление перемещению инструмента, что выражается большим усилием сварки (рисунок 3.3).

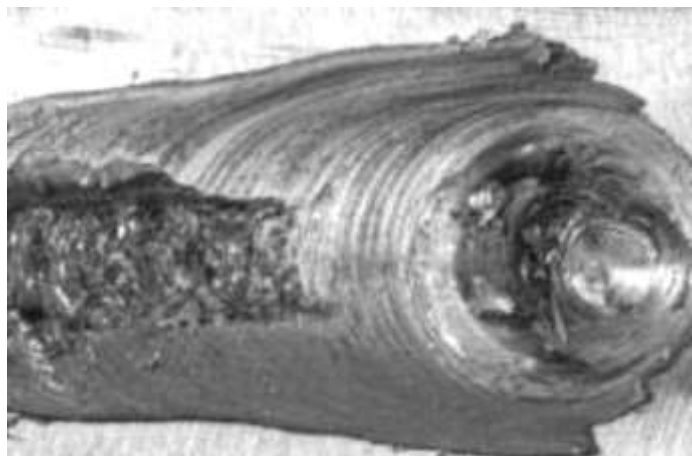


Рисунок 3.3 – Внешний вид шва ДУКМ с содержанием частиц Al_2O_3 в пределах 4–6%, выполненного при значении $V_{св}/\omega$ равном 0,1 мм/об

Из-за невысокой пластичности свариваемого материала возникают непровары, а высокая скорость вращения инструмента приводит к интенсивной пластификации материала под его буртом, формированию наплывов материала на лицевой стороне и, как следствие, к погружению бурта инструмента в материал, чем объясняется рост усилия сварки.

Второй случай – локальный избыточный нагрев опорным буртом при оптимальном нагреве рабочим стержнем инструмента, возникающий при его завышенном усилии внедрения (рисунок 3.4).

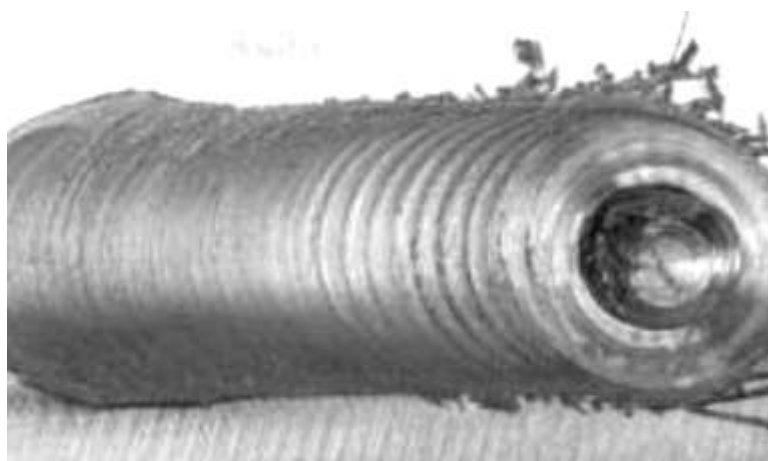


Рисунок 3.4 – Внешний вид шва ДУАКМ с содержанием частиц Al_2O_3 в пределах 4–6%, выполненного при значении $V_{св}/\omega$ равном 0,2 мм/об

В этих условиях между инструментом и материалом формируется промежуточный слой с толщиной, близкой к оптимальной, обладающий когезионной связью с окружающим материалом, о чем свидетельствуют высокие значения крутящего момента. Эта связь обеспечивает оптимальные условия нагрева окружающего материала, и его пластификация обеспечивает низкое сопротивление перемещению инструмента, что выражается малыми усилиями сварки.

Повышенное усилие внедрения приводит к интенсивной пластификации материала под буртом инструмента и его выходу из-под бурта на лицевой стороне в виде грата. При этом инструмент погружается в материал с формированием наплывов металла на корневой стороне и соприкасается с подложкой, что приводит к резкому росту усилия сварки.

Снижение частоты вращения инструмента в первом и снижение усилия внедрения во втором случае позволяет предупредить формирование условий локального избыточного нагрева и перейти ко второму этапу процедуры подбора.

Второй этап заключается в формировании общих оптимальных условий нагрева материала и также имеет два частных случая. Первым случаем является локальный оптимальный нагрев материала при общем недостаточном нагреве, возникающем при высокой скорости сварки (рисунок 3.5).



Рисунок 3.5 – Внешний вид шва ДУАКМ с содержанием частиц Al_2O_3 в пределах 4–6%, выполненного при значении $V_{св}/\omega$ равном 0,32 мм/об

В этих условиях частота вращения и усилие внедрения инструмента обеспечивают оптимальный нагрев материала, однако высокая скорость сварки приводит к образованию тонкого промежуточного слоя, имеющего когезионную связь с окружающим материалом, который, однако, при перемещении инструмента не успевает обеспечить нужную степень разогрева и пластификации материала.

Наличие когезионной связи промежуточного слоя с окружающим его материалом характеризуется повышенным крутящим моментом на шпинделе, а недостаточная степень нагрева материала характеризуется повышенным усилием сварки. В результате недогрева материала возникают непровары, а высокая скорость сварки приводит к недостаточной пластификации материала под буртом инструмента с образованием задиров на лицевой поверхности.

Вторым случаем является формирование условий общего оптимального нагрева, являющееся завершающей стадией процедуры подбора параметров (рисунок 3.6). В этих условиях параметры режима сварки обеспечивают требуемую степень когезионного взаимодействия между промежуточным слоем и окружающим материалом. Процесс сварки характеризуется максимальным крутящим моментом и минимальным усилием сварки.



Рисунок 3.6 – Внешний вид шва ДУАКМ с содержанием частиц Al_2O_3 в пределах 13–15%, выполненного при значении $V_{св}/\omega$ равном 0,25 мм/об

Проведенные эксперименты позволили определить рациональные значения подачи на один оборот инструмента при СТП ДУАКМ на основе матрицы из сплава 1565чМ с различным содержанием армирующих частиц Al_2O_3 . Полученные результаты представлены на рисунке 3.7.

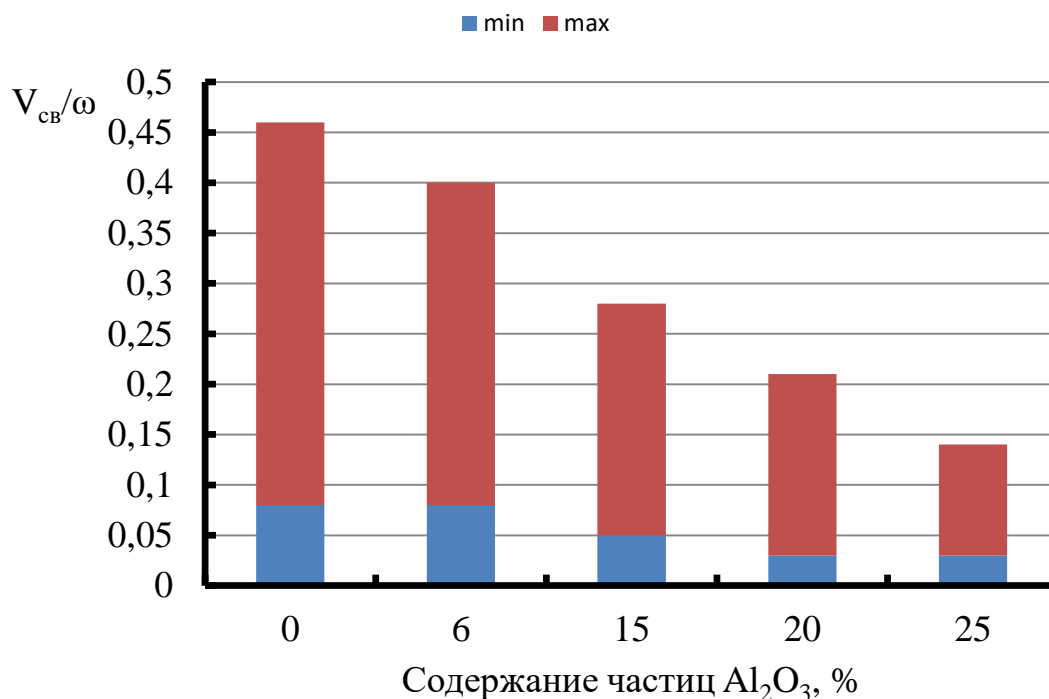


Рисунок 3.7 – Диапазоны рациональных значений подачи инструмента на один оборот при сварке трением с перемешиванием ДУАКМ с матрицей из сплава 1565чМ в зависимости от содержания упрочняющих частиц Al_2O_3 .

Можно отметить, что величина минимальной подачи на один оборот инструмента изменяется не существенно при увеличении содержания армирующих частиц Al_2O_3 . В тоже время максимальное значение подачи на один оборот инструмента изменяется весьма существенно. Так при увеличении содержания армирующих частиц с 6 до 25% максимальное значение подачи на один оборот инструмента уменьшается с 0,38 до 0,13 мм/об. Таким образом, увеличение содержания армирующих частиц в матрице ДУАКМ сопровождается увеличением временного сопротивления материала и уменьшением пластических свойств, оцениваемых по величине относительного удлинения. Такое увеличение временного сопротивления материала сказывается на существенном снижении диапазона рациональных

значений подачи инструмента на его оборот при СТП, т.е. условия формирования шва без дефектов становятся существенно жестче.

3.3. Рациональные значения параметров режимов СТП ДУАКМ частицами SiC в зависимости от их объемного содержания

Проведенные эксперименты позволили определить рациональные диапазоны значений подачи на один оборот инструмента при СТП ДУАКМ на основе матрицы из сплава 1565чМ с различным содержанием армирующих частиц SiC, а также диапазоны значений подачи на один оборот инструмента при СТП алюмоматричного дисперсно-упрочненного композиционного материала на основе сплава Д16Т, упрочненного частицами Al₂O₃ и SiC. Полученные результаты представлены в таблице 3.2.

Таблица 3.2 – Диапазоны рациональных значений подачи инструмента на один оборот при сварке трением с перемешиванием ДУАКМ

Объемная доля упрочняющих частиц, %	Диапазон изменения значений подачи инструмента на один оборот, мм/об			
	Матрица 1565чМ		Матрица Д16Т	
	Al ₂ O ₃	SiC	Al ₂ O ₃	SiC
0	0,08–0,46	0,08–0,46	0,05–0,26	0,05–0,26
6	0,08–0,40	0,07–0,42	0,05–0,24	0,05–0,22
15	0,05–0,27	0,04–0,24	0,04–0,19	0,04–0,16
20	0,03–0,21	0,03–0,18	0,03–0,15	0,03–0,11
25	0,03–0,14	0,03–0,12	0,03–0,11	0,03–0,08

Из представленной таблицы можно заметить, что диапазоны рациональных значений подачи на один оборот инструмента при СТП ДУАКМ с матрицей из сплава 1565чМ, упрочненного частицами SiC примерно на 8–11% уже по сравнению с диапазоном изменения данного параметра для СТП ДУАКМ, упрочненного частицами Al₂O₃ при одинаковом их объемном содержании.

Для сплава Д16Т по сравнению со сплавом 1565чМ рациональный диапазон варьирования подачи на один оборот инструмента существенно

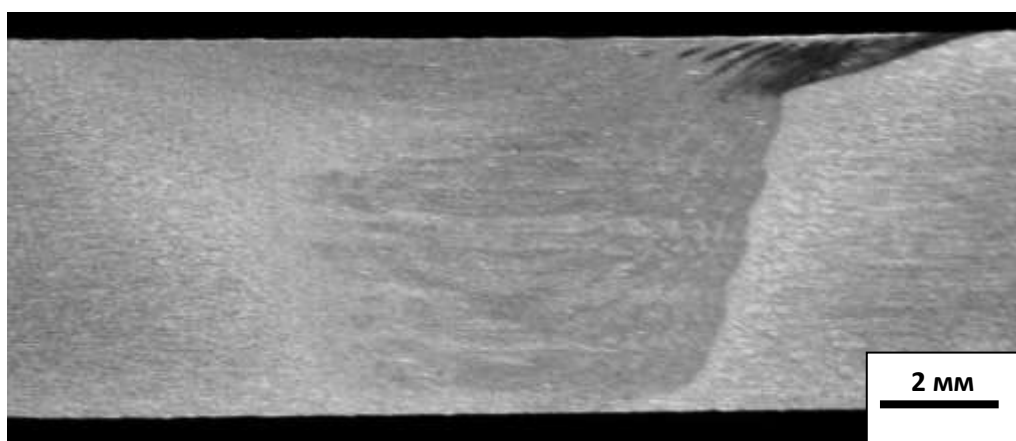
сужается. При СТП ДУАКМ по мере увеличения объемной доли упрочняющих частиц в матрице наблюдается сужение рационального диапазона варьирования подачи на один оборот инструмента, причем конкретные диапазоны для СТП материала, упрочненного частицами SiC, уже чем материала с частицами Al₂O₃ при одинаковой объемной доле упрочняющих частиц.

Эксперименты показали также, что в исследуемой области режимов СТП швы на сплаве Д16Т и ДУКМ на его основе отличаются повышенной шероховатостью поверхности с лицевой стороны. Величина шероховатости возрастает по мере увеличения объемной доли упрочняющих частиц в композиционном материале (рисунок 3.8).

По мере увеличения объемной доли упрочняющих частиц SiC в ДУАКМ наблюдается формирование швов с более шероховатой поверхностью с лицевой стороны, а при объемной доле упрочняющих частиц 25% на границе шва формируется грат (рисунок 3.8, з).

3.4. Металлографические исследования структуры сварных соединений дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов

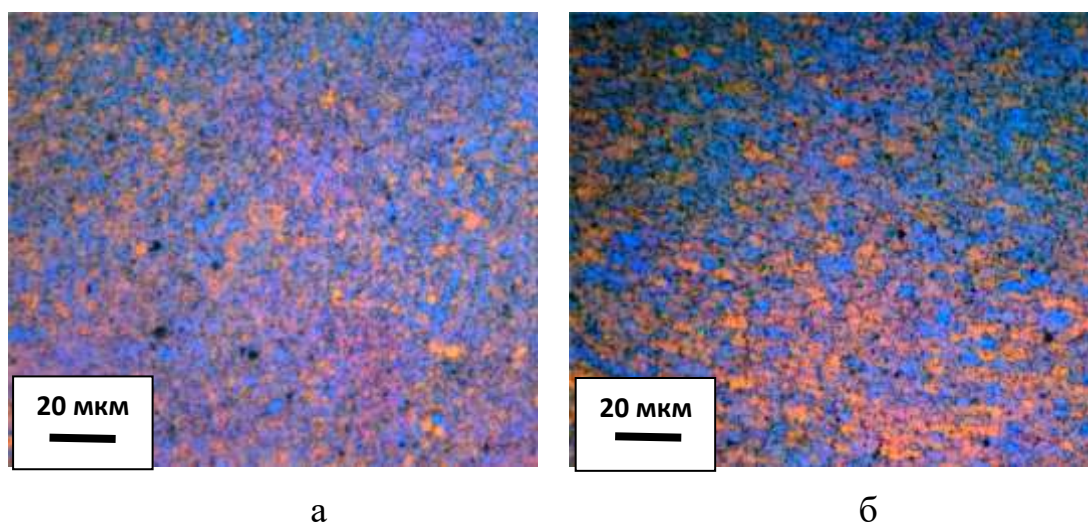
Исследования макроструктуры полученных сварных соединений, как алюминиевых сплавов 1565чМ и Д16Т, так и ДУКМ на их основе показали, что используемый инструмент, обеспечивает интенсивное перемешивание материала и сварной шов формируется с четко выраженным ядром (рисунок 3.9). В макроструктуре полученных соединений можно четко выделить 4 структурные зоны: зона перемешивания (ЗП), зона термомеханического воздействия (ЗТМВ), зона термического влияния (ЗТВ) и основной металл, структура которого не подвергалась термическому и деформационному воздействию со стороны рабочего инструмента.



б

Рисунок 3.9 – Макроструктура соединений ДУАКМ Д16Т + 20%Al₂O₃ (а) и сплава Д16Т (б), х5

Зона перемешивания как для дисперсно-упрочненного композиционного материала, так и для сплава Д16Т имела мелкозернистую структуру (рисунок 3.10).



а

б

Рисунок 3.10 – Микроструктура ядра сварного шва ДУАКМ Д16Т + 20%Al₂O₃ (а) и сплава Д16Т (б), х400

Размер зерна в зоне перемешивания для сплава Д16Т составил $6,2 \pm 1,3$ мкм, в то время как для ДУАКМ Д16Т + 20%Al₂O₃ размер зерна был на уровне $3,5 \pm 1,7$ мкм. Изменение режима сварки в допустимом диапазоне скоростей и часто вращения инструмента не оказывает существенного влияния на структуру ядра сварного шва. [121–124]

Структура зоны термомеханического воздействия сварного соединения со стороны набегания и отставания отличается, поскольку со стороны набегания деформирующее воздействие инструмента более интенсивное (рисунок 3.11).

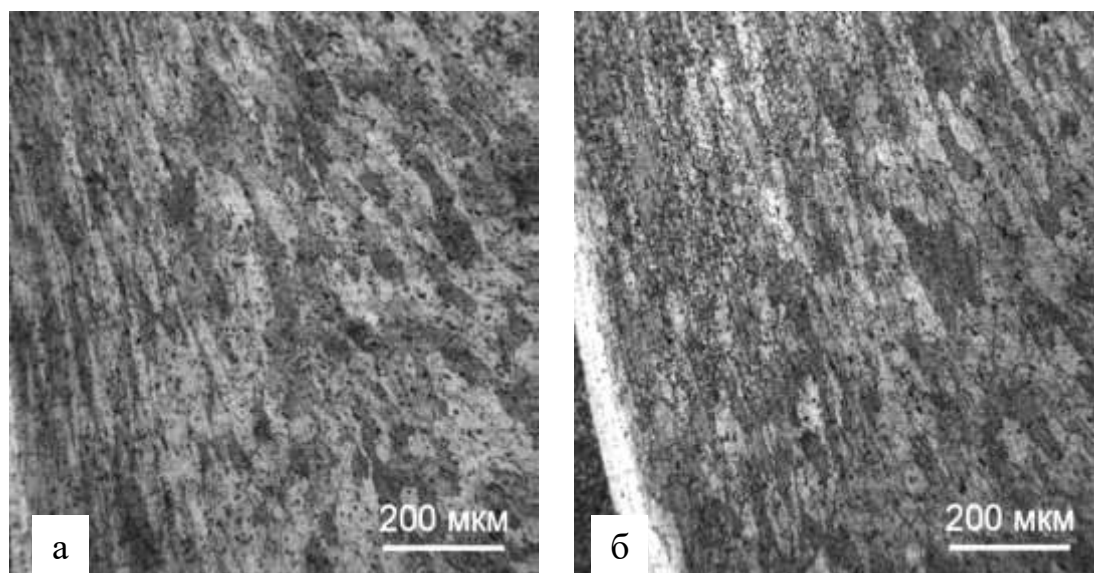


Рисунок 3.11 – Металлографические изображения зоны термомеханического воздействия в сварных соединениях сплава Д16АТ (а) и ДУАКМ Д16+20% Al_2O_3 (б)

Зеренная структура в полосах различной травимости незначительно отличается величиной зерна (1–3 мкм и 3–7 мкм).

Степень прижатия и величина заплечика сварочного инструмента определяет формирование структуры верхней части шва. Слои металла под заплечиком имеют различную величину и вытянутость зерен.

3.5 Планирование эксперимента при оптимизации технологических режимов СТП дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов

В результате предварительной отработки параметров режимов СТП выявлены диапазоны скорости вращения инструмента, обеспечивающие образование бездефектных сварных соединений, таблица 3.3.

Таблица 3.3 – Механические свойства и шероховатость поверхности шва при СТП сплава Д16 и ДУКМ на его основе в зависимости от параметров режима СТП

X1 Подача инструмента на один оборот, мм/об	X2 Объемная доля упрочняющих частиц		Y1 Временное сопротивление сварного соединения σ_B , МПа	Y2 Шероховатость Rz, мкм
	Al ₂ O ₃	SiC		
0,05	0	0	349	15
0,08	0	0	363	22
0,11	0	0	390	46
0,15	0	0	399	65
0,22	0	0	385	75
0,26	0	0	381	78
0,05	6	0	356	18
0,08	6	0	380	27
0,12	6	0	407	53
0,20	6	0	398	77
0,24	6	0	393	89
0,03	15	0	349	25
0,04	15	0	359	45
0,08	15	0	382	98
0,14	15	0	387	105
0,19	15	0	373	117
0,03	20	0	388	37
0,05	20	0	398	72
0,18	20	0	412	95
0,12	20	0	402	112
0,15	20	0	392	127
0,03	25	0	373	67
0,05	25	0	380	95
0,07	25	0	409	116
0,09	25	0	399	135
0,11	25	0	389	152
0,05	0	6	390	22
0,08	0	6	395	39
0,12	0	6	404	55
0,20	0	6	398	64
0,24	0	6	390	69
0,03	0	15	398	27
0,04	0	15	402	44

0,07	0	15	413	70
0,12	0	15	405	78
0,16	0	15	393	86
0,03	0	20	402	30
0,05	0	20	412	48
0,07	0	20	428	75
0,09	0	20	395	88
0,11	0	20	386	93
0,03	0	25	418	33
0,04	0	25	430	64
0,05	0	25	448	85
0,07	0	25	432	99
0,08	0	25	421	116

Планирование эксперимента проводилось как для сокращения объема испытаний, так и для определения области режимов, обеспечивающих высокие значения прочностных и усталостных характеристик. Для получения зависимостей были использованы два программных пакета это Excel и Statistica.

На диаграмме (рисунок 3.12) представлена зависимость предела прочности σ_B сварного соединения от подачи инструмента. Для каждого состава отдельная линия.

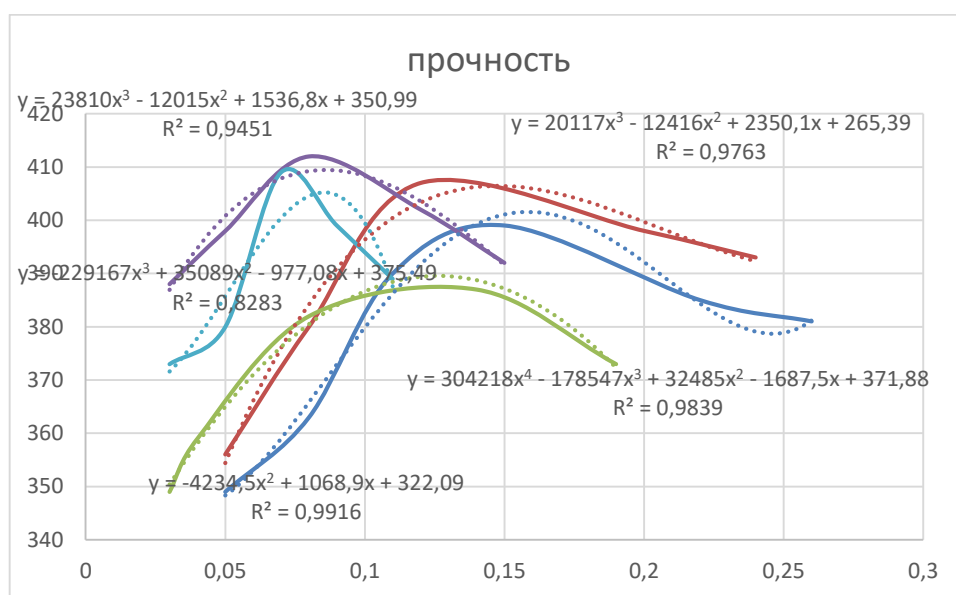


Рисунок 3.12 – Зависимость предела прочности σ_B сварного соединения от подачи инструмента

Полиномиальные уравнения регрессионных кривых содержат степени высоких значений. Попробуем подойти к нахождению решения аналитически, используя встроенные инструменты анализа в пакете Excel (таблица 3.4).

Таблица 3.4 – Статистические показатели для функции y и переменных x_1 и x_2

	y	x_1	x_2
Среднее	385,76	0,1108	13,2
СКО	16,60893334	0,067941151	9,296056512

Таблица 3.5 – Суммарная статистика по результатам расчета регрессии в Excel

Регрессионная статистика	
Множественный R	0,553217
R-квадрат	0,306049
Нормированный R-квадрат	0,245705
Стандартная ошибка	15,45824
Наблюдения	26

Таблица 3.6 – Дисперсионный анализ

	df	SS	MS	F	Значимость F
Регрессия	2	2423,872	1211,936	5,071773	0,014972078
Остаток	23	5496,013	238,9571		
Итого	25	7919,885			

Первое на что стоит обратить внимание это достаточно низкое значение коэффициента детерминации R^2 , что указывает на недостаточно достоверную регрессионную модель. Этот результат следует толковать так, что исследуемые воздействующие факторы объясняют 30% вариации анализируемой функции (прочность). Оставшиеся 70% остаются необъясненными и это связано с влиянием других, неучтенных факторов. Далее получаем значение коэффициентов уравнения регрессии (таблица 3.7).

Таблица 3.7 – Значения коэффициентов уравнения регрессии

	Коэффициенты	Стандартная ошибка	t-статистика	P-Значение	Нижние 95,0%	Верхние 95,0%
Y-пересечение	356,8213	9,158688	38,95987	1,66E-22	337,8751	375,7675
Переменная X 1	142,8668	51,01011	2,800755	0,010152	37,34434	248,3892
Переменная X 2	0,947766	0,364317	2,601487	0,015957	0,194119	1,701413

Итак, нами получено уравнение $y = b_0 + b_1 * x_1 + b_2 * x_2$ множественной регрессии, коэффициенты которого b_i формально показывают, как и в каком направлении действуют исследуемые факторы x_i и насколько изменение функции описывающей прочность, объясняется влиянием именно этих факторов. Теперь нужно установить статистическую значимость полученного аналитического выражения

$$Y = 356,8213 + 142,8668 \cdot X_1 + 0,947766 \cdot X_2 \quad (3.2)$$

Рассмотрим распределение полученных значений относительно нормального (прямая линия) по каждому из факторов, а также отклик (3.13–3.15).

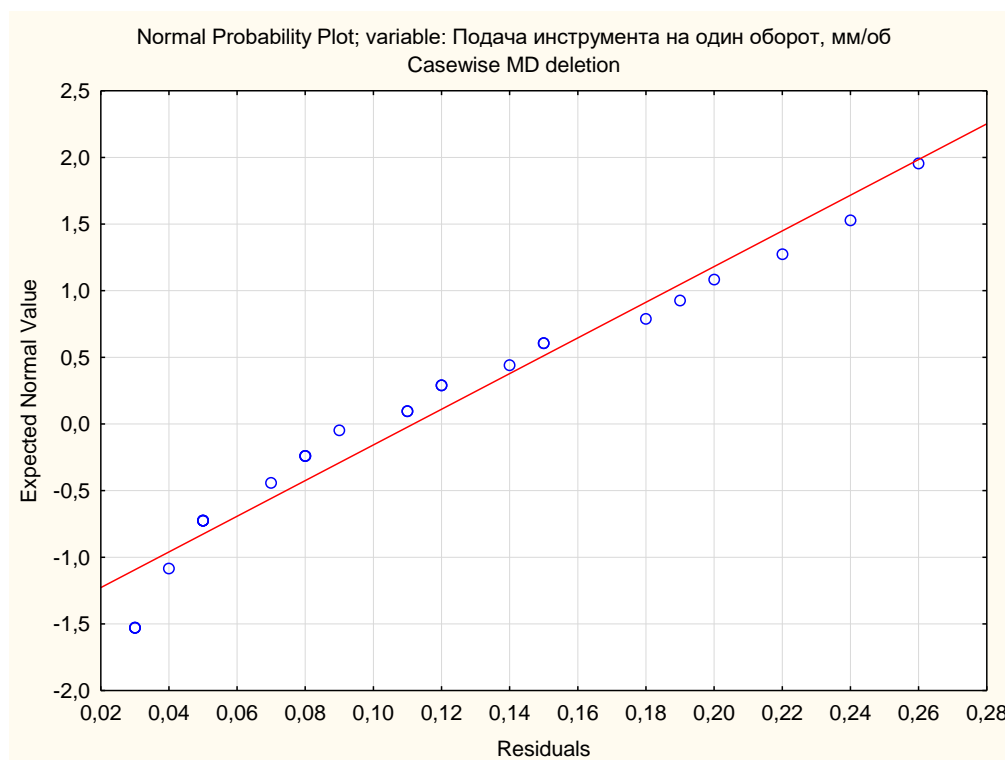


Рисунок 3.13 – Отклик функции для подачи инструмента

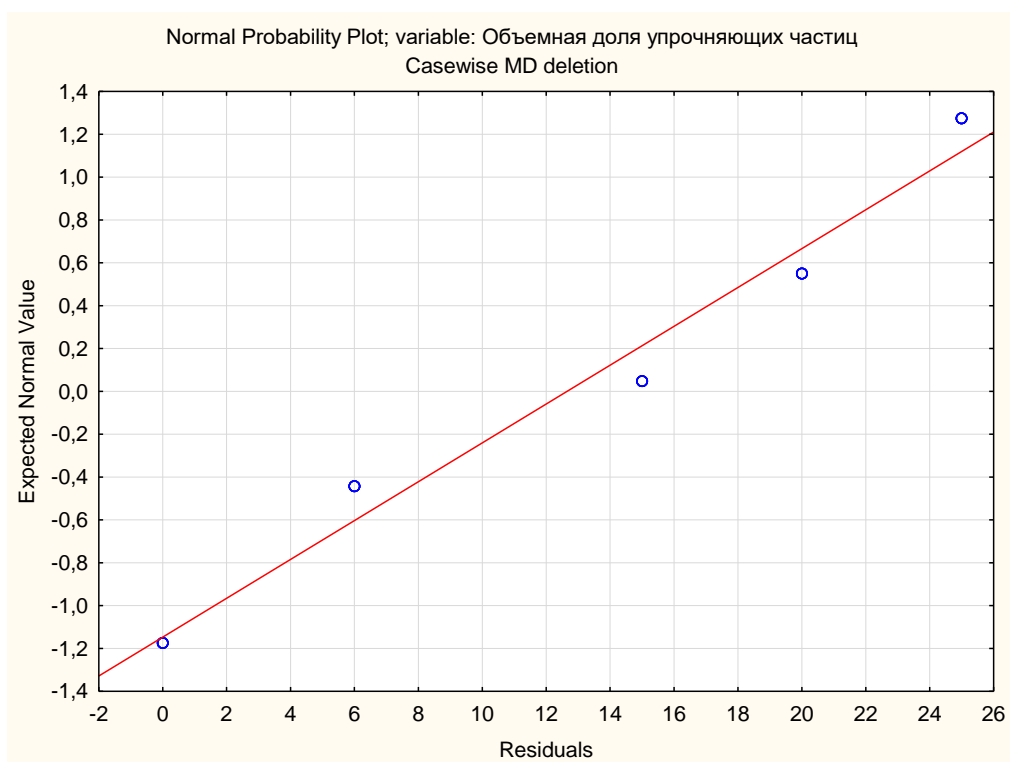


Рисунок 3.14 – Отклик функции от значения объемной доли упрочняющих частиц в ДУАКМ

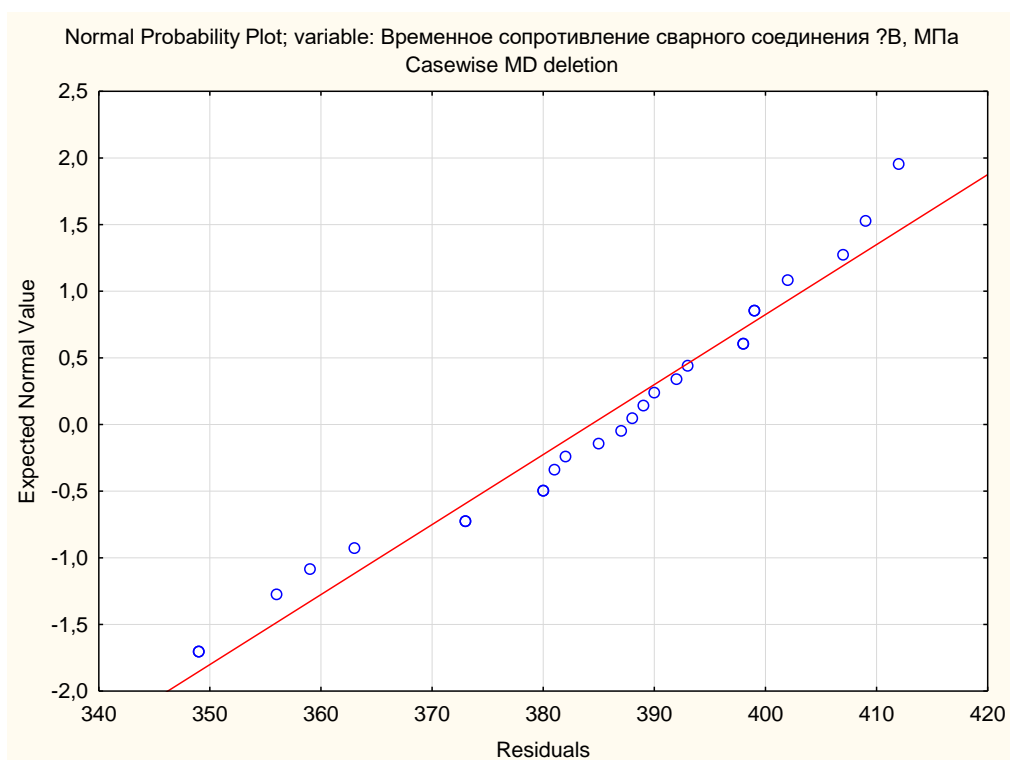


Рисунок 3.15 – Отклик функции от величины временного сопротивления соединения

Используем предложенный пакетом Statistica метод построения функции отклика как трехмерной поверхности.

На рисунке 3.16 отображена поверхность и её проекция на область факторов. Причем точки нанесены строго в соответствии со своими значениями. Для более гладкого и непрерывного отображения используем функцию сглаживания «spline». Это процесс по своему принципу обратный линейной аппроксимации. Так мы получим более неразрывное решение в рамках заданных интервалов.

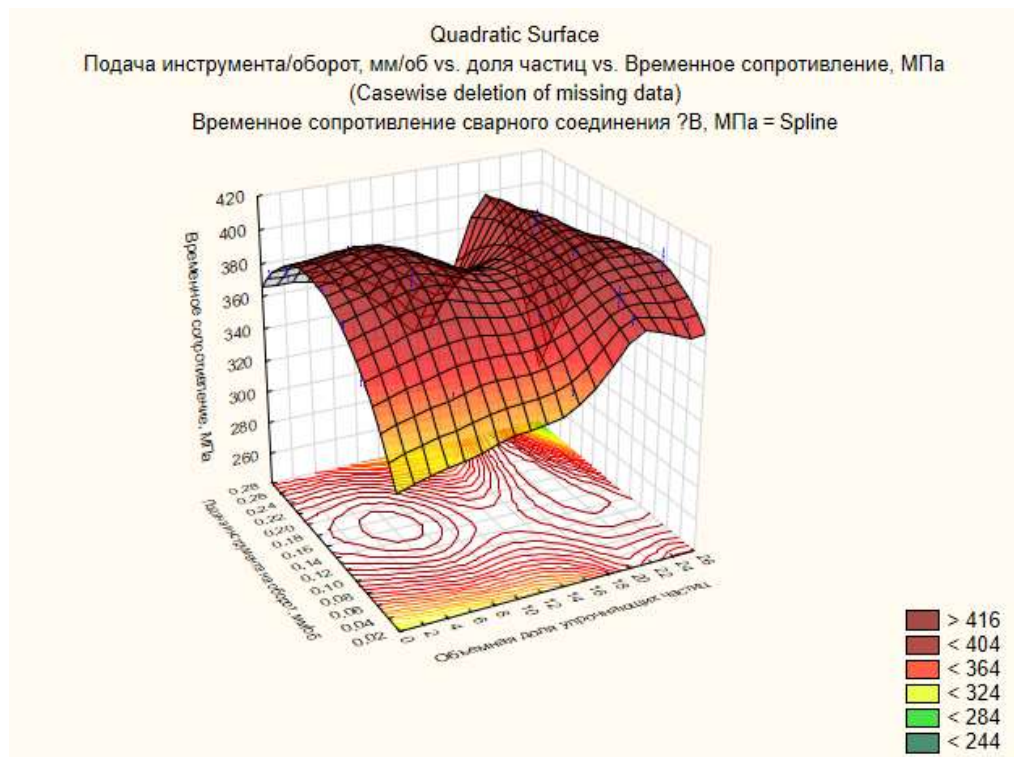


Рисунок 3.16 – Временное сопротивление сварного соединения ДУАКМ в зависимости от величины подачи инструмента и объемной доли упрочняющих частиц

Из рисунка 3.17 видно, что областью с максимальным значением прочности является фигура показанная на рисунке ниже (показанная наиболее темным цветом).

При этом правый край координатной сетки (там, где доля упрочняющих частиц 20–26%) содержит более плотное сосредоточение значений высокой прочности) (рисунок 3.18).

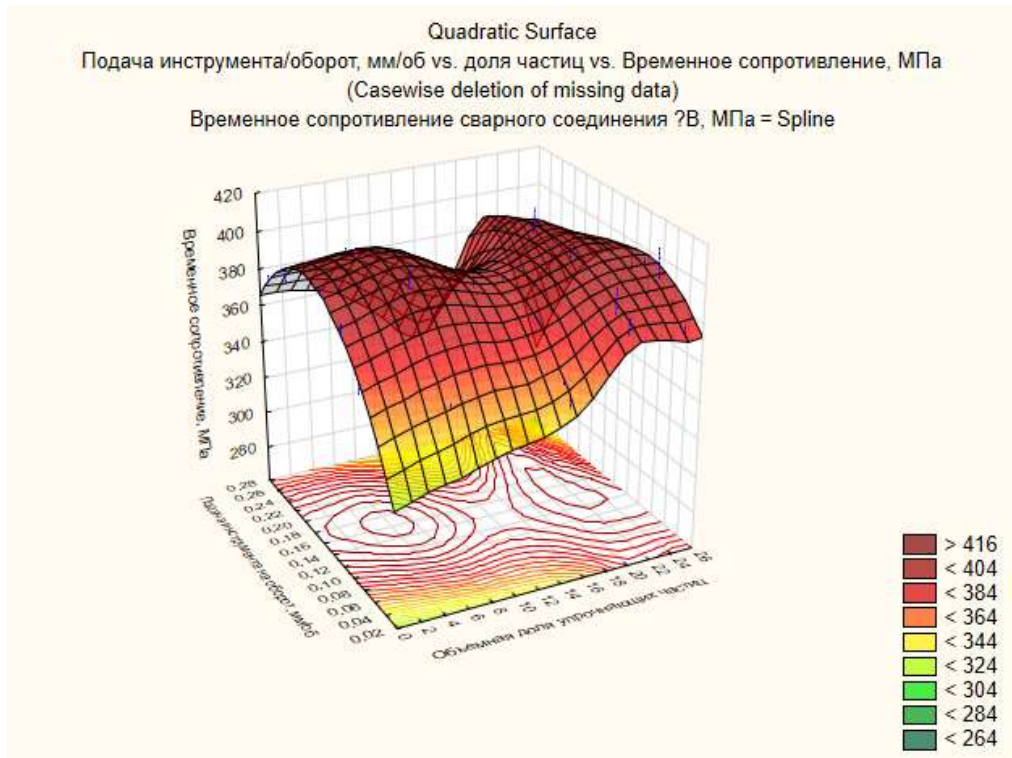


Рисунок 3.17 – Временное сопротивление сварного соединения ДУАКМ в зависимости от величины подачи инструмента и объемной доли упрочняющих частиц

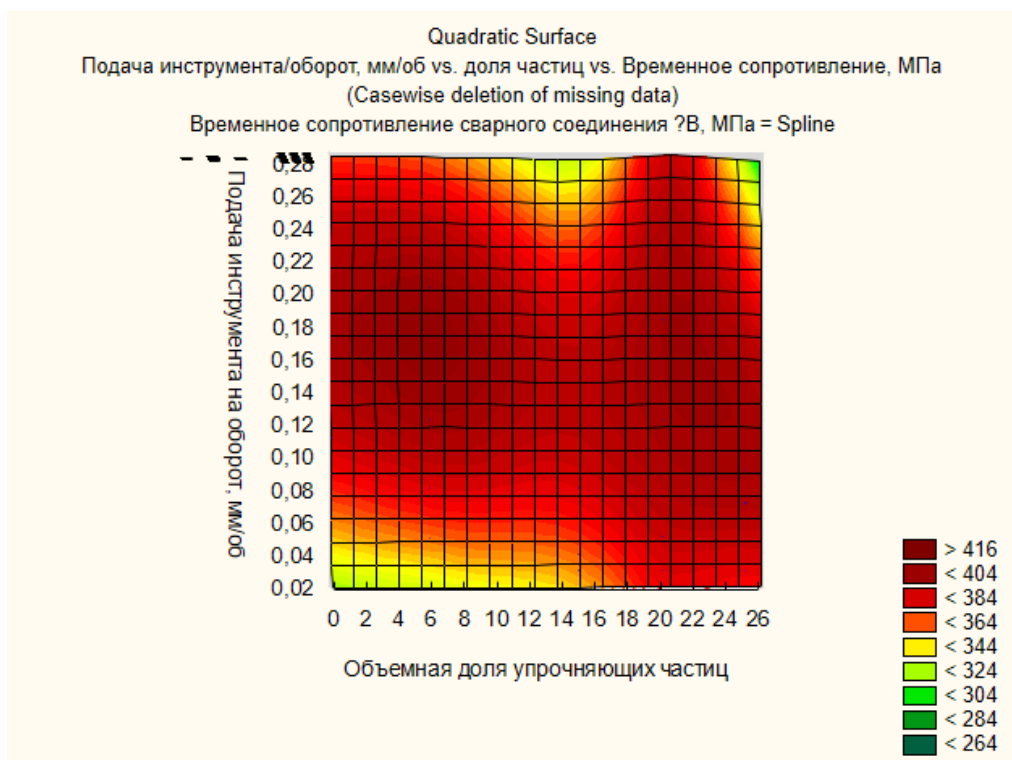


Рисунок 3.18 – Влияние объемной доли упрочняющих частиц на прочность соединения ДУАКМ на основе сплава Д16Т

Однако стоит заметить, что прочность сварного соединения это одно из двух зависимых значений и для поиска оптимального режима СТП нам необходимо получить области с максимальной прочностью, но меньшим размером зерна, и как следствие шероховатостью. Поэтому проведем аналогичные процедуры построения решения для текущего наполнителя принимая за функцию отклика величину шероховатости. Полученные двухмерные градиентные поля наложим друг на друга и оценим картину в общем.

Итак, теперь y_2 – это R_z выраженная в мкм, а x_1 и x_2 – по-прежнему параметры режима сварки и объемная доля армирующих частиц в дисперсно-упрочненном композиционном материале.

Таблица 3.8 – Суммарная статистика по результатам расчета регрессии в Excel

Регрессионная статистика	
Множественный R	0,91357923
R-квадрат	0,834627009
Нормированный R-квадрат	0,820246749
Стандартная ошибка	16,48214455
Наблюдения	26

Таблица 3.9 – Дисперсионный анализ

	df	SS	MS	F	Значимость F
Регрессия	2	31534,29	15767,15	58,03977	1,02883E-09
Остаток	23	6248,205	271,6611		
Итого	25	37782,5			

В данном случае ($R^2 = 0,835$) стоит отметить достаточно высокую достоверность регрессионной модели.

Распределение входных параметров близко к нормальному как уже было показано. Строим поверхность в пакете "staistica" (рисунок 3.19).

Таблица 3.10 – Значения коэффициентов уравнения регрессии

	Коэффициенты	Стандартная ошибка	t-статистика	P-Значение	Нижние 95,0%	Верхние 95,0%	
Y- пересечение	-	21,52381798	9,765333	-2,2041	0,037795	-41,72494809	-1,32269
Переменная X 1	442,9627707	54,38887	8,144364	3,15E-08	330,4508236	555,4747	
Переменная X 2	3,858982588	0,388448	9,934356	8,65E-10	3,055416288	4,662549	

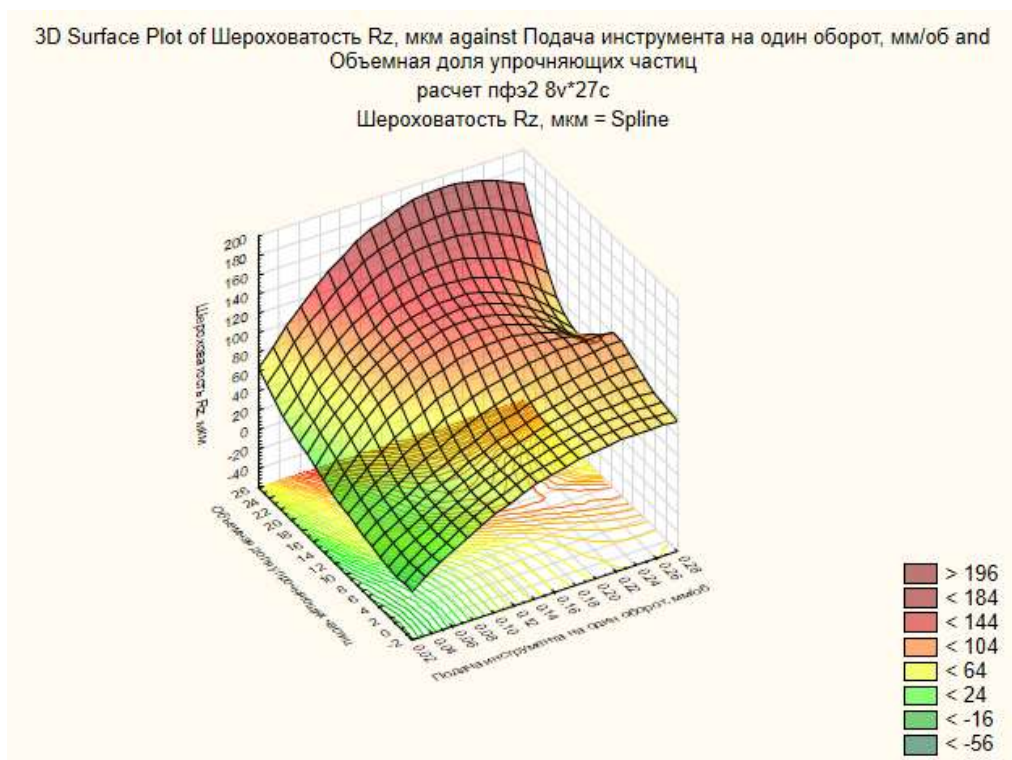


Рисунок 3.19 – Влияние подачи инструмента и объемной доли упрочняющих частиц на шероховатость поверхности шва

Так будет выглядеть функция отклика $y_2(x_1, x_2)$ в объемном представлении (рисунок 3.19). А ниже представлена проекция градиента шероховатости на плоскость x_1x_2 , для наложения с предыдущим рисунком (рисунок 3.20).

Из представленной модели можно видеть, что шероховатость шва ДУКМ при сварке трением с перемешиванием будет возрастать с

повышением величины подачи рабочего инструмента и объемной доли упрочняющих частиц в материале.

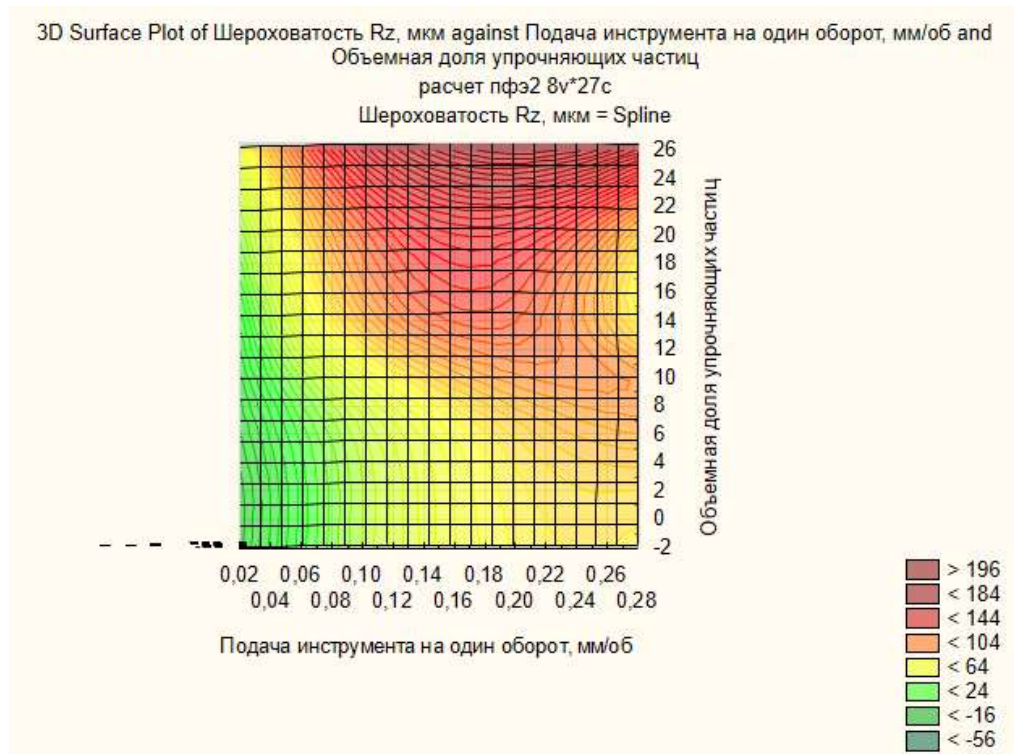


Рисунок 3.20 – Влияние подачи инструмента на один оборот на величину шероховатости поверхности шва ДУАКМ на основе сплава Д16 с различной долей упрочняющих частиц

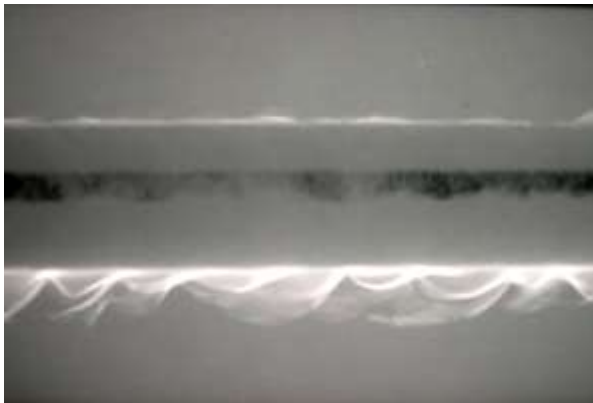
3.6. Влияние режимов СТП на механические характеристики сварных соединений дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов

Отработку технологии СТП дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов (ДУАКМ) толщиной 6 мм осуществляли на опытной установке ЗАО "Чебоксарское предприятие "Сеспель"". С учетом полученного опыта по СТП листов алюминиевых сплавов Д16АТ и 1565чМ был выбран инструмент с диаметром заплечика 16 мм, изготовленный из инструментальной быстрорежущей стали Р18. На рабочей части штыря инструмента диаметром 6,5 мм была выполнена винтовая канавка глубиной 0,4 мм с направлением навивки противоположным направлению вращения инструмента при СТП с тремя лысками на его образующей глубиной 0,7 мм.

Предварительный выбор режимов СТП ДУАКМ проводили оценкой качества формирования поверхности шва с последующим рентгенографическим контролем (рисунок 3.21).



а



б



в

Рисунок 3.21 – Уточнение режимов сварки образцов ДУАКМ Д16Т+20% Al_2O_3 (а), рентгенограмма соединения с дефектами (б) и без них (в)

Выбраны диапазоны режимов СТП, обеспечивающие отсутствие дефектов сварных соединений, которые приведены в таблице 3.11. При этом оценивалось качество соединений, которые были выполнены на режимах, выходящих за пределы диапазона режимов с качественным формированием шва.

Таблица 3.11 – Диапазоны изменения параметров режима СТП ДУКМ Д16Т+20% Al₂O₃

ДУКМ	Скорость сварки $v_{св}$, мм/мин	Частота вращения инструмента ω , об/мин	Величина подачи на один оборот инструмента $v_{св}/\omega$	Осевое усилие прижатия инструмента Р, кН
Д16Т+20% Al ₂ O ₃	10–120	550–800	0,03–0,11	20–25

Скорость сварки была ограничена 120 мм/мин для уменьшения риска поломки инструмента от изгибающих нагрузок. Учитывая достаточно большой диаметр заплечика инструмента, максимальная скорость частота была ограничена 800 об/мин., при которой наблюдался перегрев сварного шва и возникал туннельный дефект различной протяженности.

Для каждого из исследуемых ДУАКМ были проведены эксперименты по уточнению допустимого диапазона изменения величины подачи инструмента на его один оборот, в котором обеспечивалось формирование соединения без наличия внешних и внутренних дефектов.

Таким образом, были уточнены параметры режимов СТП ДУКМ Д16+20% Al₂O₃. Бездефектное формирование сварных соединений исследуемого ДУКМ достигается в диапазоне скорости сварки $v_{св} = 17–80$ мм/мин; $\omega = 550–800$ об/мин (рисунок 3.22).

В полученном диапазоне режимов изготовлены образцы для оценки механических характеристик сварных соединений. Анализ результатов проведенных исследований показал, что наиболее высокие характеристики сварных соединений, ДУАКМ Д16+20% Al₂O₃ достигаются при величине подачи на один оборот инструмента 0,09 мм/об (таблица 3.12).

Результаты механических испытаний сварных соединений исследуемых материалов в зависимости от объемной доли упрочняющих частиц представлены в таблице 3.13.

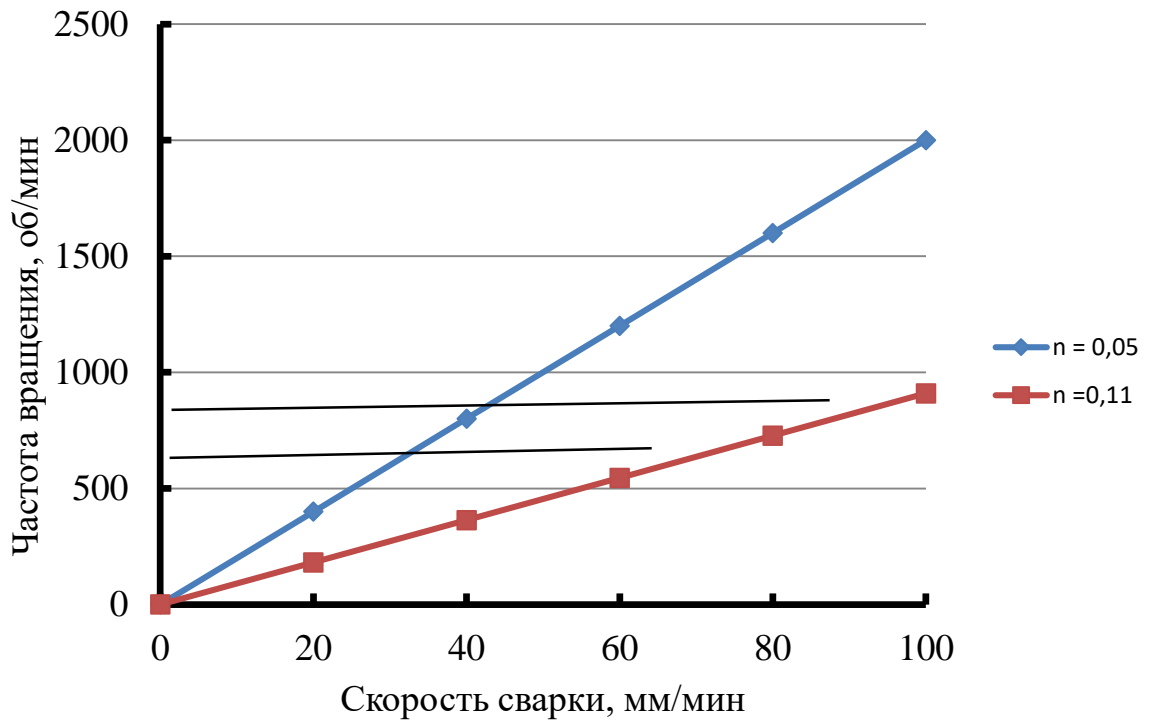


Рисунок 3.22 – Диапазоны параметров режима СТП ДУАКМ Д16Т+20% Al_2O_3

Таблица 3.12 – Механические характеристики сварных соединений ДУКМ Д16Т+20% Al_2O_3

№	$J = V_{св}/\omega$, мм/об	σ_B , МПа	KCU , кДж/см ²	α , град.	Примечание
1	0,02	355	45	45	Образование грата по границе шва, в микроструктуре металла шва присутствует закристилизованная жидкая фаза
2	0,03	363	58	55	Соединения без дефектов по результатам рентгеновского просвечивания и металлографического анализа
3	0,06	375	65	62	
4	0,09	398	74	68	
5	0,12	382	68	67	
6	0,15	362	64	65	
7	0,18	330	43	40	Несплавление в металле зоны перемешивания

Приведены средние данные по результатам испытаний 10 образцов

Результаты механических испытаний показали, что все образцы соединений исследуемых материалов разрушались по зоне термомеханического воздействия (ЗТМВ) со стороны отхода инструмента.

Значения коэффициента прочности сварного соединения для всех исследуемых материалов находится в диапазоне 0,80–0,88. При этом значения коэффициента прочности для ДУАКМ с 10% Al_2O_3 выше, чем для материала с 20% Al_2O_3 .

Таблица 3.13 – Механические свойства сварных соединений ДУАКМ на основе сплава Д16Т в зависимости от объемной доли упрочняющих частиц Al_2O_3

Материал	Временное сопротивление сварного соединения σ_B , МПа	Коэффициент прочности сварного соединений	Временное сопротивление металла шва σ_B^{III} , МПа	Коэффициент прочности металла шва	Угол изгиба α , град.	Ударная вязкость металла шва KCU , Дж/см ²
Д16АТ	$\frac{340-357}{349}$	$\frac{0,82-0,86}{0,84}$	$\frac{350-377}{365}$	$\frac{0,84-0,90}{0,88}$	$\frac{65-82}{74}$	$\frac{71-79}{73}$
Д16 + 10% Al_2O_3	$\frac{355-374}{370}$	$\frac{0,85-0,88}{0,87}$	$\frac{382-399}{391}$	$\frac{0,90-0,94}{0,92}$	$\frac{60-78}{69}$	$\frac{65-72}{67}$
Д16 + 20% Al_2O_3	$\frac{360-382}{373}$	$\frac{0,80-0,85}{0,83}$	$\frac{382-396}{387}$	$\frac{0,85-0,88}{0,86}$	$\frac{55-68}{62}$	$\frac{60-65}{62}$

Необходимо также отметить, что значения коэффициента прочности металла шва превосходят аналогичные значения коэффициент прочности сварного соединения. Увеличение доли армирующих частиц сопровождается снижением коэффициента прочности, как металла шва, так и сварного соединения.

Угол изгиба сварных соединений для исследуемых материалов близок по своим значениям и находится в диапазоне 62–74°.

Сравнительный фрактографический анализ сварных соединений, выполненных СТП после испытаний на KCU показал, что изломы обуславливаются мелкозернистой структурой и более пластичным внутризерненным характером разрушения (рисунок 3.23).

Исследование распределения микротвердости сварных соединений (рисунок 3.24), полученных по различным режимам СТП, показало, что изменение коэффициента тепловложения с 0,03 мм/об до 0,09 мм/об в

исследуемом диапазоне режимов позволяет повысить механические характеристики сварных соединений, однако, значительного сокращения ширины зоны термического влияния не происходит, что связано, вероятно, со снижением содержания упрочняющих фаз. [122, 123]

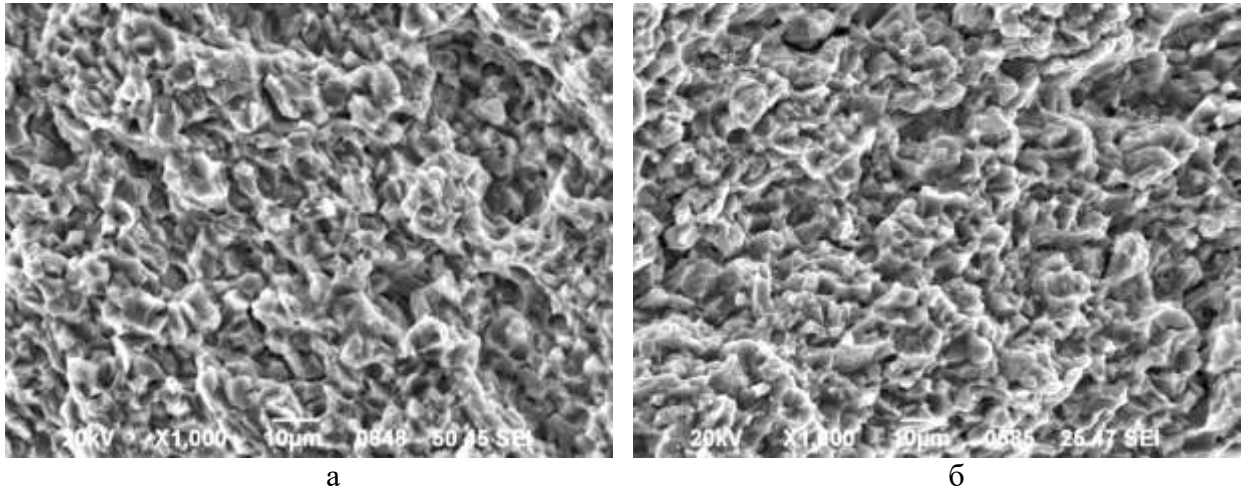


Рисунок 3.23 – Структура изломов сварных соединений при испытаниях на КСУ сплава Д16АТ (а) и ДУАКМ Д16+20% Al_2O_3 (б)

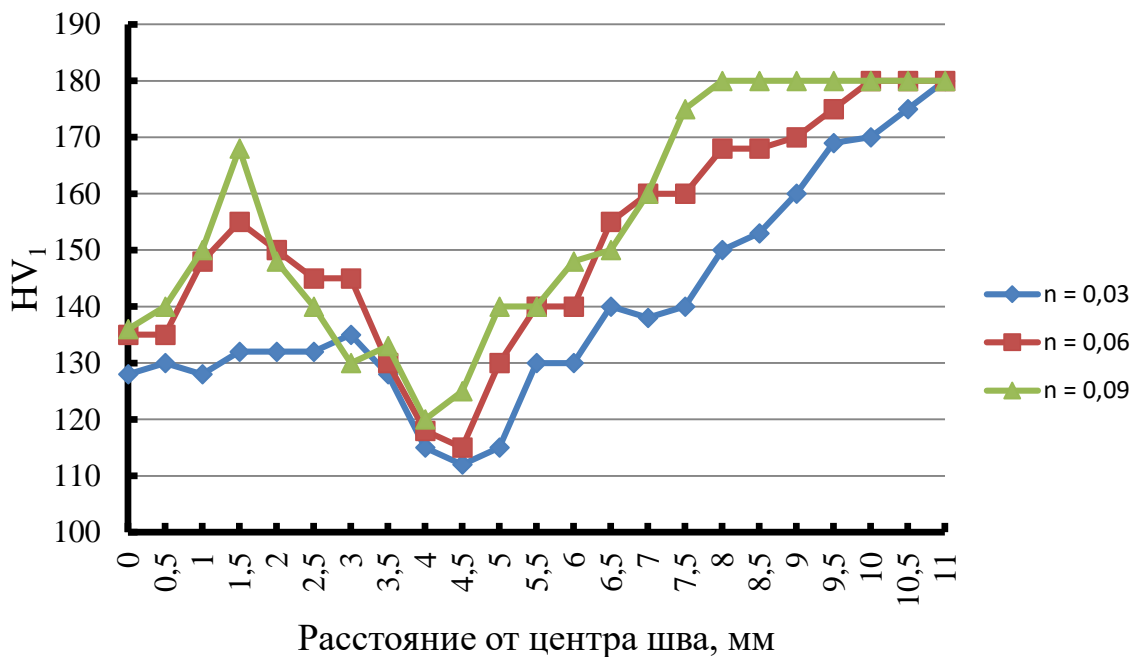


Рисунок 3.24 – Распределение микротвердости в сварном соединении ДУАКМ Д16+20% Al_2O_3 в зависимости от величины подачи на один оборот инструмента при СТП

Из рисунка видно, что значения микротвердости по мере удаления от центра шва к его периферии для дисперсно-упрочненного композиционного материала с объемным содержанием 20% Al_2O_3 наблюдается наличие зоны пониженной микротвердости в зоне термического влияния.

В тоже время варьирование значения подачи на один оборот рабочего инструмента при СТП сказывается на значении микротвердости зоны перемешивания и практически не сказывается на протяженности структурных зон соединения ДУАКМ.

В этой связи представляет интерес исследование структуры сварного соединения, в частности, зон ядра сварного шва и зоны ослабления в сравнении со структурой основного металла методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии.

Были проведены испытания с использованием специальных образцов для определения механических характеристик зоны перемешивания в сравнении с основным металлом для исследуемых материалов (таблица 3.14).

Таблица 3.14 – Механические свойства основного металла и зоны перемешивания соединений ДУАКМ Д16АТ + Al_2O_3

Характеристики	Сплав Д16АТ		Д16 + 10% Al_2O_3		Д16 + 20% Al_2O_3	
	ОМ	ЗП	ОМ	ЗП	ОМ	ЗП
Микротвердость, ГПах100	85,6	104,8	98,5	112,7	110,2	128,5
Временное сопротивление, МПа	415	365	425	391	450	387
Предел текучести условный, МПа	295	278	305	284	340	315
Относительное удлинение, %	15,0	6,5	7,0	3,8	3,0	2,6

Из представленных результатов следует, что временное сопротивление зоны перемешивания уступает на 8–12% значениям временного сопротивления основного металла. Такое положение является следствием наложения двух процессов. С одной стороны, при сварке трением с перемешиванием наблюдается формирование структуры зоны перемешивания с меньшим размером зерна, что должно способствовать

повышению прочностных свойств. С другой стороны, сварочный нагрев и пластическая деформация металла при формировании соединения приводит к увеличению объемной доли частиц стабильных вторичных фаз, что приводит к разупрочнению. В данном случае размерный эффект зернограничного упрочнения по значимости уступает эффекту разупрочнения частицами стабильных фаз.

В таблице 3.15 представлены результаты механических испытаний сварных соединений ДУАКМ на основе матрицы из сплава 1565чМ с упрочнением частицами Al_2O_3 и SiC, а также ДУКМ с матрицей из сплава Д16АТ с упрочнением частицами SiC.

Анализ данных, представленных в таблице 3.15 показывает, что для матрицы дисперсно-упрочняемых композиционных материалов из сплава 1565чМ при сварке трением с перемешиванием коэффициент прочности сварного соединения находится на уровне 0,97–0,99. При этом временное сопротивление металла зоны перемешивания превосходит временное сопротивление основного металла (коэффициент прочности больше 1).

Угол изгиба сварного соединения составляет порядка 145–180°, что свидетельствует о высокой пластичности сварного соединения и металла зоны перемешивания.

Упрочнение матрицы из сплава 1565чМ 10% частиц Al_2O_3 при СТП сопровождается снижением коэффициента прочности соединения до уровня 0,78–0,83. При этом можно наблюдать снижение коэффициента прочности металла зоны перемешивания до 0,84–0,87. Значение угла изгиба достаточно существенно снижаются до 88–107°, что свидетельствует о более низкой пластичности металла шва ДУАКМ по сравнению с металлом шва матрицы. [121, 124]

Увеличение объемной доли частиц Al_2O_3 в матрице из сплава 1565чМ до 25% сопровождается снижением коэффициента прочности соединения до уровня 0,72–0,78, что меньше чем у сварного соединения матриц, но в тоже время свидетельствует о достаточно высоких прочностных свойствах

соединения. Для этого ДУАКМ угол изгиба металла шва соединения составляет 74–82°.

Таблица 3.15 – Механические свойства сварных соединений исследуемых материалов, полученные сваркой трением с перемешиванием

Материал	Временное сопротивление сварного соединения σ_B , МПа	Коэффициент прочности сварного соединений	Временное сопротивление металла шва σ_B^{III} , МПа	Коэффициент прочности металла шва	Угол изгиба α , град.	Ударная вязкость металла шва KCU , Дж/см ²
Д16АТ + Al ₂ O ₃						
Д16АТ	<u>340–357</u> 349	<u>0,82–0,86</u> 0,84	<u>350–377</u> 365	<u>0,84–0,90</u> 0,88	<u>85–98</u> 92	<u>71–79</u> 73
Д16 + 10% Al ₂ O ₃	<u>355–374</u> 370	<u>0,85–0,88</u> 0,87	<u>382–399</u> 391	<u>0,90–0,94</u> 0,92	<u>60–78</u> 69	<u>65–72</u> 67
Д16 + 20% Al ₂ O ₃	<u>360–382</u> 373	<u>0,80–0,85</u> 0,83	<u>382–396</u> 387	<u>0,85–0,88</u> 0,86	<u>55–68</u> 62	<u>60–65</u> 62
Д16 + 25% Al ₂ O ₃	<u>378–414</u> 399	<u>0,75–0,82</u> 0,79	<u>404–434</u> 419	<u>0,80–0,86</u> 0,83	<u>48–60</u> 53	<u>52–59</u> 55
Д16АТ + SiC						
Д16 + 10% SiC	<u>390–404</u> 395	<u>0,84–0,87</u> 0,85	<u>410–427</u> 418	<u>0,89–0,92</u> 0,90	<u>77–88</u> 81	<u>69–78</u> 74
Д16 + 20% SiC	<u>386–428</u> 402	<u>0,73–0,81</u> 0,76	<u>424–466</u> 445	<u>0,80–0,88</u> 0,84	<u>66–75</u> 69	<u>63–70</u> 68
Д16 + 25% SiC	<u>418–448</u> 430	<u>0,68–0,73</u> 0,70	<u>436–470</u> 448	<u>0,71–0,77</u> 0,73	<u>50–68</u> 58	<u>60–65</u> 62
1565чМ + Al ₂ O ₃						
1565чМ	<u>350–355</u> 353	<u>0,97–0,99</u> 0,98	<u>368–380</u> 370	<u>1,02–1,05</u> 1,03	<u>110–180</u> 145	<u>75–80</u> 77
1565чМ + 10% Al ₂ O ₃	<u>327–341</u> 334	<u>0,78–0,83</u> 0,82	<u>344–357</u> 351	<u>0,84–0,87</u> 0,86	<u>88–107</u> 99	<u>58–71</u> 66
1565чМ + 20% Al ₂ O ₃	<u>311–331</u> 325	<u>0,76–0,80</u> 0,78	<u>336–348</u> 340	<u>0,82–0,85</u> 0,83	<u>79–87</u> 81	<u>47–61</u> 55
1565чМ + 25% Al ₂ O ₃	<u>314–337</u> 328	<u>0,72–0,78</u> 0,76	<u>354–366</u> 358	<u>0,82–0,85</u> 0,83	<u>74–82</u> 77	<u>42–53</u> 48
1565чМ + SiC						
1565чМ + 10% SiC	<u>334–355</u> 348	<u>0,78–0,83</u> 0,82	<u>358–372</u> 366	<u>0,84–0,87</u> 0,86	<u>85–103</u> 95	<u>56–68</u> 63
1565чМ + 20% SiC	<u>323–345</u> 338	<u>0,76–0,80</u> 0,78	<u>350–362</u> 354	<u>0,82–0,85</u> 0,83	<u>75–83</u> 77	<u>45–58</u> 52
1565чМ + 25% SiC	<u>324–351</u> 342	<u>0,72–0,78</u> 0,76	<u>369–382</u> 373	<u>0,82–0,85</u> 0,83	<u>70–77</u> 72	<u>40–50</u> 45

В случае сварки трением с перемешиванием ДУАКМ, упрочненного частицами SiC, отмечается аналогичная картина, только временное сопротивление соединений превышает аналогичный параметр соединений

ДУАКМ, упрочненных частицами Al_2O_3 , при соответствующей объемной доле их содержания, примерно на 4–6%. Значения угла изгиба соединения примерно показывают аналогичные значения со значениями угла изгиба соединений ДУАКМ, упрочненных частицами Al_2O_3 , при соответствующей объемной доле их содержания. [122–124]

В случае СТП алюминиевого сплава Д16АТ можно отметить, что временное сопротивление соединения составляет 0,82–0,86 от прочности основного металла. Коэффициент прочности металла шва также выше, чем сварного соединения и составляет 0,84–0,90, но ниже, чем в случае сварки сплава 1565чМ.

Из таблицы 3.15 видно, что сварной шов сплава 1565чМ после СТП стал более прочным, но менее пластичным. Увеличение предела прочности может быть вызвано уменьшением зерна твердого раствора.

При СТП сплава Д16АТ указанный процесс также протекает. Однако он сопровождается еще одним процессом, суть которого сводится к растворению частиц стабильных вторичных фаз под действием нагрева и деформации в области формирования шва. По видимому, это процесс разупрочнения превосходит эффект упрочнения, связанный с уменьшением размера зерен в зоне перемешивания, что подтверждается снижением прочности металла шва по отношению к основному металлу.

Увеличение объемной доли упрочняющих частиц Al_2O_3 в сплаве Д16АТ до 10% сопровождается ростом временного сопротивления как сварного соединения в целом, так и металла зоны перемешивания. Коэффициент прочности соединения при этом составляет 0,85–0,88, а зоны перемешивания – 0,90–0,94. По сравнению с вариантом СТП сплава Д16АТ временное сопротивление соединения возросло в среднем на 6%, а металла зоны перемешивания – на 7–8%.

Наблюдается снижение угла изгиба с 92° для соединения сплава Д16АТ до 69° для ДУАКМ Д16АТ + 10% Al_2O_3 .

Дальнейшее увеличение объемной доли упрочняющих частиц Al_2O_3 в ДУАКМ на базе сплава Д16АТ приводит к некоторому снижению коэффициента прочности соединения до 0,80–0,85 при коэффициенте прочности металла зоны перемешивания 0,85–0,88. Следует отметить, что наблюдаемое снижение коэффициента прочности для ДУАКМ с объемной долей частиц Al_2O_3 20% в тоже время позволяет получить соединение со абсолютным значением временного сопротивления 360–382 МПа, что равноценно временному сопротивлению соединения ДУАКМ Д16АТ + 10% Al_2O_3 с коэффициентом прочности 0,85–0,88.

Дальнейшее увеличение объемной доли частиц Al_2O_3 до 25% сопровождается уменьшением коэффициента прочности соединения 0,75–0,82 при среднем абсолютном значении временного сопротивления 399 МПа. При этом временное сопротивление металла зоны перемешивания составило 419 МПа.

Увеличение объемной доли упрочняющих частиц Al_2O_3 в ДУАКМ сопровождается снижением значения угла изгиба соединения с 92° для матрицы из сплава Д16АТ до 53° для материала с объемной долей Al_2O_3 равной 25%.

Сварные соединения ДУАКМ, упрочненные частицами SiC, обладают более высокими значениями прочности (примерно на 6–8%) по сравнению с соединениями материала, упрочненного частицами Al_2O_3 , при одинаковой объемной доли упрочняющих частиц. При этом также временное сопротивление металла шва превосходит по своим значениям временное сопротивление соединения в целом.

Увеличение объемной доли упрочняющих частиц SiC также как и в случае с упрочнением частицами Al_2O_3 , сопровождается снижением значений угла изгиба соединения, хотя они несколько превосходят значения угла изгиба соединений материалов, упрочненных частицами оксида алюминия.

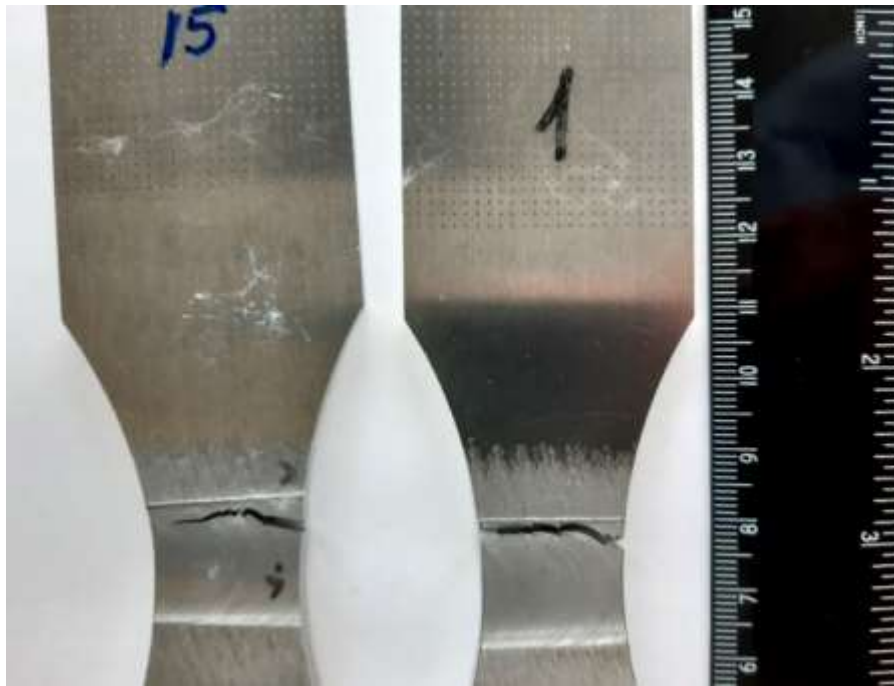
3.7 Влияние шероховатости лицевой поверхности швов, выполненных СТП, на усталостные характеристики сварных соединений дисперсно-упрочненных композиционных материалов

Разрушение сварных соединений в случае приложения циклических нагрузок инициируется с поверхности сварного шва при удаленном проплаве. Поэтому именно уровень его шероховатости значительно влияет на уровень характеристик усталости. Для исследуемых дисперсно-упрочненных материалов в диапазоне используемых режимов сварки трением с перемешиванием наблюдается формирование швов с изменением величины R_z от 60 до 135 мкм.

Перед циклическими испытаниями проводили чистовое фрезерование корневой части сварного шва на 0,5 мм с целью исключить возможное влияние валика от выхода инструмента на результаты испытаний.

Проведенные испытания по определению малоциклового усталости показали, что образцы с повышенной шероховатостью поверхности разрушаются, преимущественно, по сварному шву, рисунок 3.25,а. Более детальное исследование при большем увеличении показывает, что разрушение происходит по зоне термомеханического воздействия с частичным выходом в зону перемешивания, сформированную заплечиком рабочего инструмента (рисунок 3.25, б).

Для установления причин снижения усталостных характеристик проводился фрактографический анализ. Установлено, что очагами разрушения сварных образцов ДУКМ при испытаниях на малоцикловую усталость являются поверхностные несовершенства сварного шва типа ямок, грубой поверхности и волнообразности рельефа (рисунок 3.26). [125]



а

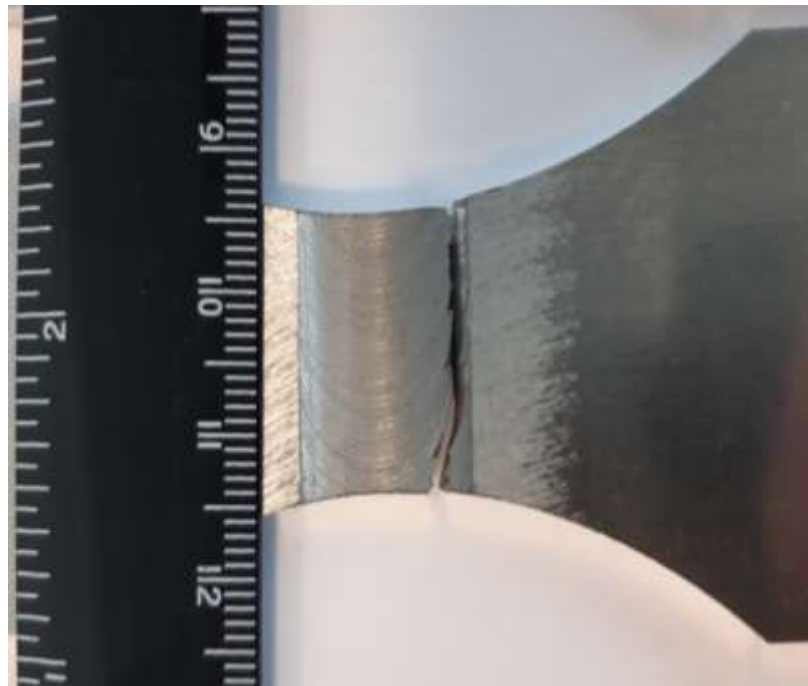


Рисунок 3.25 – Характер разрушения сварных соединений ДУАКМ Д16АТ + 20% Al_2O_3 на малоцикловую усталость

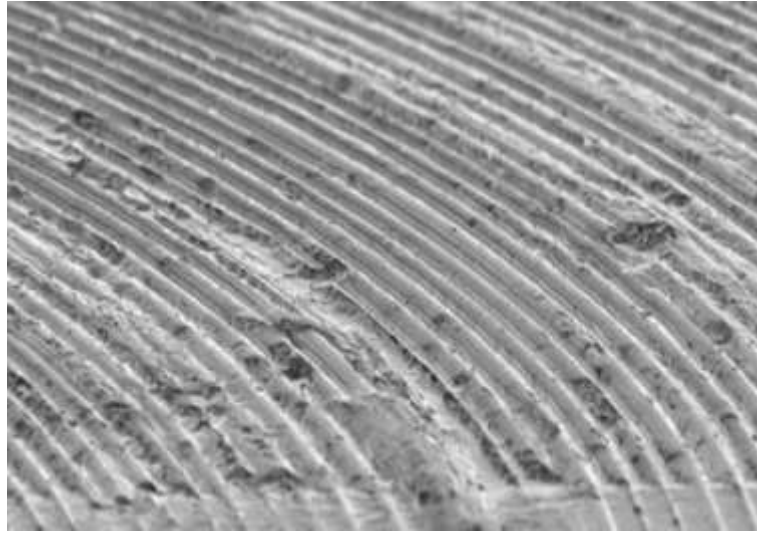
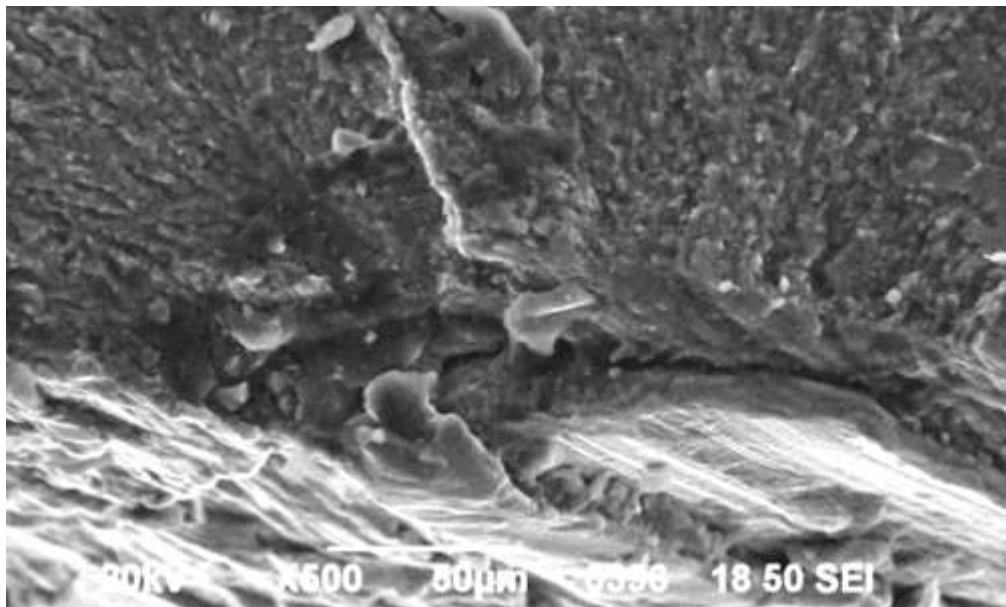
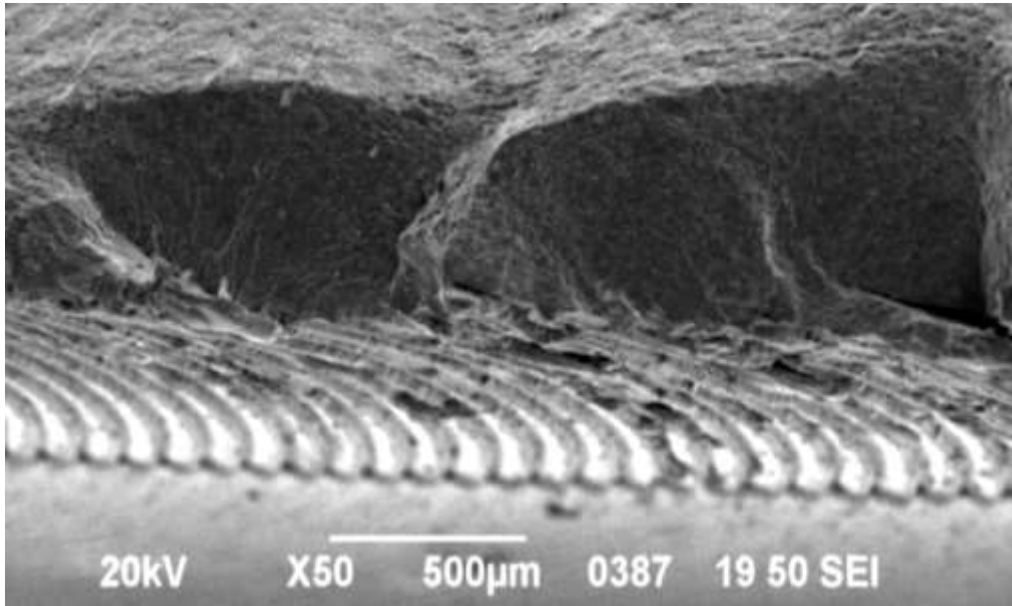


Рисунок 3.26 – Лицевая поверхность сварных соединений ДУАКМ Д16АТ + 20% Al_2O_3 (x50)

Результаты фрактографических исследований показали, что в изломе образца сварного соединения сплава Д16АТ (рисунок 3.27, *a*) наблюдается один развитый очаг возникновения разрушения, связанный с неровностями лицевой поверхности сварного шва.



a



б

Рисунок 3.27 – Строение излома образца сварного соединения сплава Д16АТ (а) и ДУАКМ Д16+20% Al_2O_3

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. [125]

В очагах разрушения образца сварного соединения ДУАКМ наблюдаются усталостные трещины в зоне сварного шва, разрушение развивается от этих трещин и наиболее грубых неровностей шва. Подобный характер поверхности наблюдается при шероховатости $Rz \geq 85$ 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 $Rz \leq 70$ мкм показал, что в изломе формируется один очаг разрушения, излом более вязкий по сравнению с многоочаговым разрушением при $Rz \geq 85$ мкм.

Зависимость МЦУ от шероховатости поверхности сварных швов сплава Д16АТ и ДУКМ Д16АТ + 20% Al_2O_3 представлена на рисунке 3.28. Сварные соединения сплава Д16АТ менее склонны к усталостному

разрушению по сравнению со сварными соединениями ДУКМ Д16АТ + 20% Al_2O_3 .

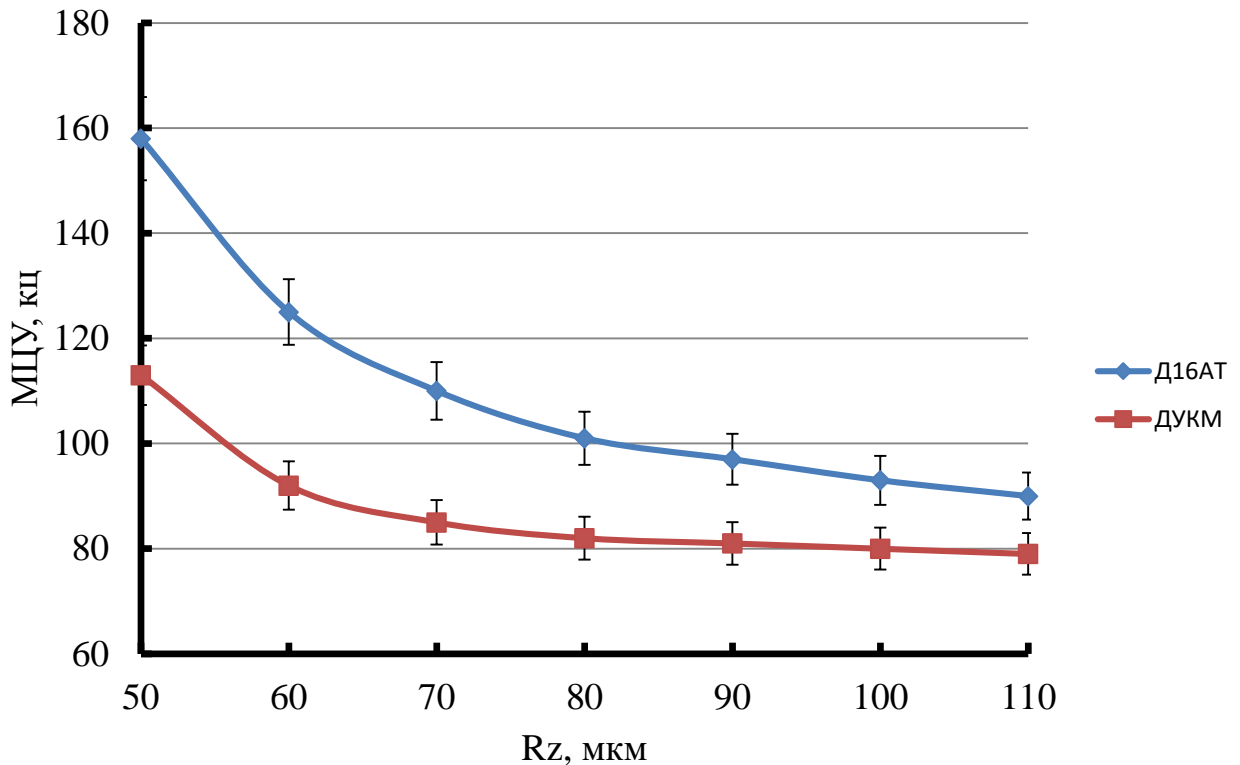


Рисунок 3.28 – Зависимость МЦУ от значения шероховатости Rz лицевой поверхности сварных швов сплавов Д16АТ и ДУАКМ Д16АТ + 20% Al_2O_3 (при напряжении $\sigma_{\max}^{\text{нетто}} = 180$ МПа; $R_o = 0,1$; $f = 50$ Гц)

Представленные результаты испытаний показывают, что повышение шероховатости поверхности существенно снижает усталостные характеристики сварных соединений (порядка 80 000 циклов).

На рисунке 3.29 приведены результаты испытаний на малоцикловую усталость сварных соединений ДУКМ, упрочненных частицами Al_2O_3 , в зависимости от величины шероховатости лицевой поверхности шва.

Результаты проведенных испытаний показывают, что увеличение шероховатости лицевой поверхности шва в наибольшей степени сказывается на снижении малоциклового усталости для материала, содержащего 25% упрочняющих частиц Al_2O_3 .

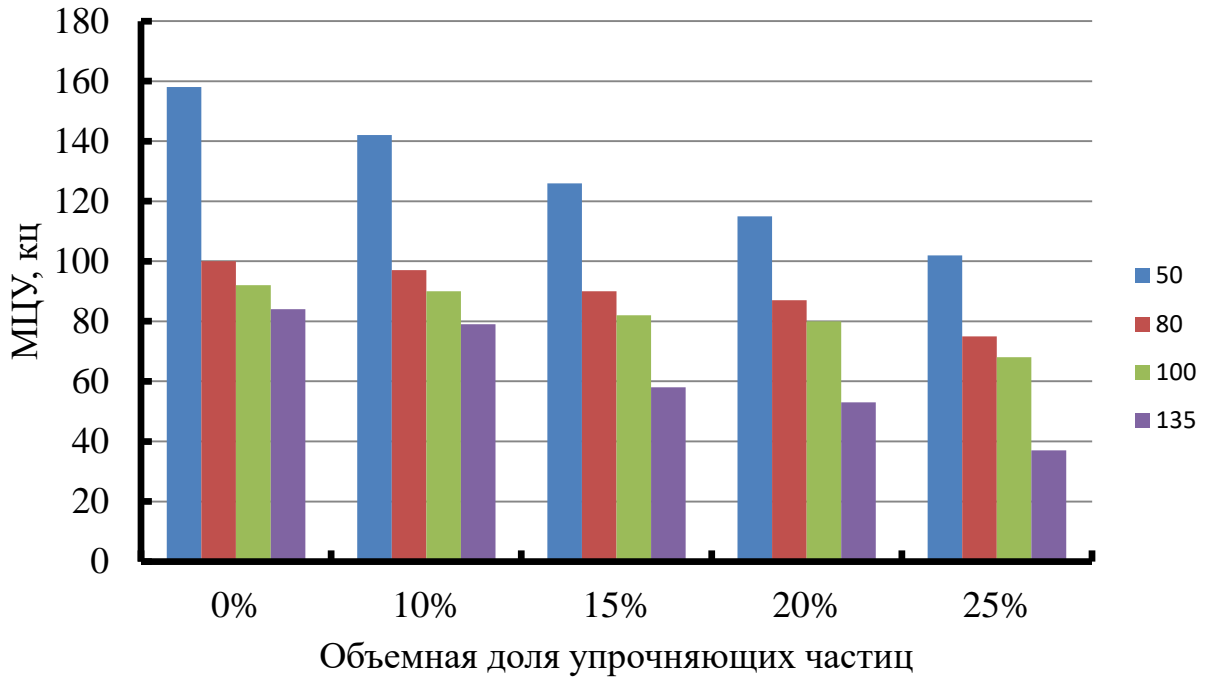


Рисунок 3.29 – Зависимость МЦУ от значения шероховатости Rz лицевой поверхности сварных швов и содержания упрочняющих частиц Al_2O_3 в дисперсно-упрочненном композиционном материале (при напряжении $\sigma_{\max}^{\text{нетто}} = 180$ МПа; $R_o = 0,1$; $f = 50$ Гц)

Выводы к главе 3

1. Определена область диапазонов значений параметра подачи на один оборот рабочего инструмента при сварке трением с перемешиванием дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов в зависимости от объемной доли упрочняющих частиц Al_2O_3 и SiC в материале. Показано, что с увеличением объемной доли упрочняющих частиц в дисперсно-упрочненном материале диапазон изменения значений подачи на один оборот инструмента, при котором формируется соединение без дефектов существенно сужается и для ДУАКМ Д16Т + 20% Al_2O_3 от составляет 0,03–0,11 мм/об.

2. Установлено, что рабочий диапазон подачи на один оборот инструмента при упрочнении материала частицами SiC уже на 22–28% по сравнению с рабочим диапазоном материала, упрочненного частицами Al_2O_3 при одинаковой доле упрочняющих частиц в матрице.

3. Показано, что применение установленных режимов для сварки дисперсно-упрочненных материалов на основе матрицы алюминиевого сплава 1565чМ, позволяет получить соединения с коэффициентом прочности 0,76–0,82 при коэффициенте прочности соединения матрицы на уровне 0,95–0,99. При временное сопротивление металла зоны перемешивания превышает значение временного сопротивления соединения в целом.

4. Результаты испытаний показали, что алюминиевого сплава Д16АТ временное сопротивление соединения составляет 0,82–0,86 от прочности основного металла. Коэффициент прочности соединений дисперсно-упрочненных композиционных материалов на основе сплава Д16АТ составил 0,79–0,87 (упрочнение частицами Al_2O_3). С увеличением объемной доли упрочняющих частиц коэффициент прочности снижается.

5. Сварные соединения ДУАКМ, упрочненные частицами SiC, обладают более высокими значениями прочности (примерно на 6–8%) по сравнению с соединениями материала, упрочненного частицами Al_2O_3 , при одинаковой объемной доли упрочняющих частиц. При этом также временное сопротивление металла шва превосходит по своим значениям временное сопротивление соединения в целом.

6. Разрушение сварных соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием, как алюминиевых сплавов 1565чМ и Д16АТ, так и дисперсно-упрочненных композиционных материалов на их основе, происходит по зоне термомеханического воздействия соединения.

7. Установлено, что разрушение сварных соединений при воздействии циклических нагрузок ДУАКМ инициируется с лицевой поверхности шва, поэтому ее шероховатость значительно влияет на уровень характеристик усталости. Фрактографический анализ образцов после испытаний показал, что наблюдается переход от многоочагового характера разрушения к одноочаговому при $Rz \leq 70$ мкм.

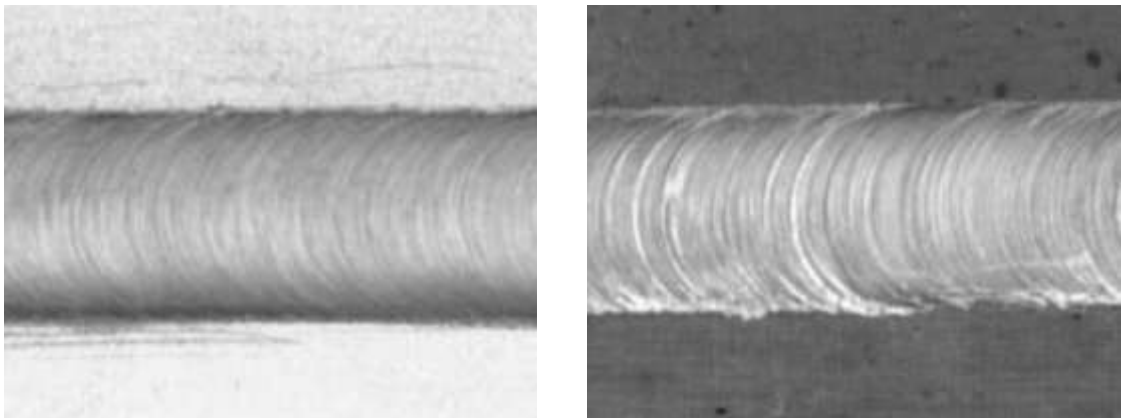
**Глава 4. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА
ХАРАКТЕРИСТИКИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ СТП
ДИСПЕРНО-УПРОЧНЕННЫХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ
КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

**4.1. Влияние подготовки поверхности на качество сварных соединений,
выполненных СТП**

Исследования проводились на пластинах ДУКМ 1565чМ + 20% Al₂O₃, размером 100x350 мм с различной подготовкой поверхности:

- обезжиривание (ацетон) и травление по ПИ 1.4.1555-2000 с выдержкой (пролеживанием) до сварки 48 ч и 120 ч;
- обезжиривание (ацетон);
- без обезжиривания и травления (в состоянии поставки).

На образцах, подготовленных по первым двум вариантам, получены практически одинаковые по формированию швы, без дефектов (рисунок 4.1, *а*). При отсутствии очистки и обезжиривания в швах, полученных СТП, могут содержаться дефекты в виде несплошностей.



а

б

Рисунок 4.1 – Влияние способа подготовки поверхности ДУАКМ 1565чМ + 20% Al₂O₃ под СТП на качество формирования соединения:

а – обезжиривание и травление; б – обезжиривание

Механические характеристики сварных соединений ДУАКМ 1565чМ + 20% Al_2O_3 с различной подготовкой поверхности и временем выдержки до сварки приведены в таблице 4.1.

Таблица 4.1 – Влияние подготовки поверхности на механические свойства соединений ДУАКМ 1565чМ + 20% Al_2O_3

№ п/п	Вариант подготовки поверхности заготовок перед СТП	Механические свойства		
		Временное сопротивление металла шва σ_B , МПа	Угол изгиба α , град.	Ударная вязкость KCU , кДж/м ²
1	Обезжиривание	<u>308–328</u> 316	<u>55–68</u> 61	<u>95–138</u> 105
2	Обезжиривание + травление	<u>336–348</u> 340	<u>79–87</u> 82	<u>180–195</u> 186
3	Обезжиривание + травление + выдержка 48 ч.	<u>330–345</u> 340	<u>75–85</u> 80	<u>170–181</u> 175
4	Обезжиривание + травление + выдержка 120 ч.	<u>320–335</u> 330	<u>73–80</u> 78	<u>165–1178</u> 170

Примечание: Показан диапазон и средние характеристики по 8 испытанным образцам на вариант

Установлено, что уровень прочностных характеристик сварных соединений на 5–7% выше у образцов, прошедших до сварки обезжиривание и травление, (независимо от времени выдержки) по сравнению с образцами, прошедшими перед сваркой только обезжиривание.

Фрактографические исследования причин снижения пластических характеристик шва показали, что в изломе приповерхностной зоны выявлены области, в которых интенсивность пиков кислорода на спектрах выше, чем в основном изломе (рисунок 4.2).

Поэтому в качестве подготовки поверхности под СТП целесообразно проводить обезжиривание с последующим травлением.

На качество стыкового сварного соединения ДУКМ большое влияние оказывает способ раскроя материала на заготовки и технология подготовки

торцевой поверхности стыка под сварку. В качестве методов раскря применялась резка на гильотинных ножницах, лазерный раскрой и раскрой водяной струей с абразивом. Для всех указанных способов раскря поверхность образцов подвергалась обезжириванию и последующему химическому травлению.

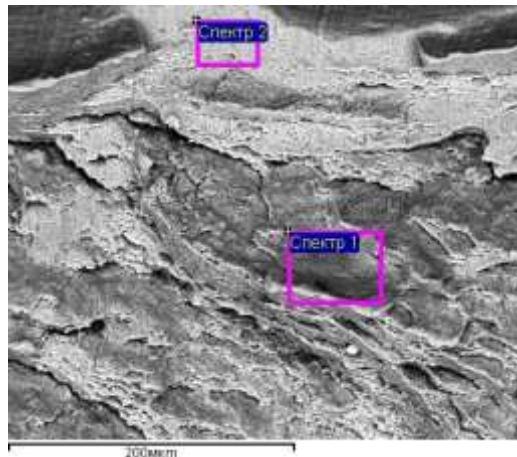


Рисунок 4.2 – Излом приповерхностной зоны сварного соединения ДУАКМ 1565чМ + 20% Al₂O₃ с обезжириванием поверхности перед сваркой

Для формирования бездефектных стыковых соединений ДУАКМ при сварке трением с перемешиванием важным фактором является технология подготовки торцевой поверхности свариваемых кромок. Торцевая поверхность свариваемых кромок формируется при раскря листового материала различными методами. В данном исследовании применялись следующие методы раскря ДУАКМ 1565чМ + 20% Al₂O₃:

- резка на гильотинных ножницах;
- гидроабразивная резка;
- лазерная резка.

Одна часть образцов подвергалась сварке непосредственно после раскря, а вторая – после фрезерования торцевой поверхности кромок с шероховатостью поверхности Rz20. Толщина удаляемого слоя при этом составляла с каждой кромки порядка 0,45–0,50 мм. Раскрой ДУАКМ

осуществлялся в состоянии после обезжиривания и химического травления поверхности материала.

Результаты механических испытаний соединений, полученных СТП при различных вариантах подготовки торцевой поверхности кромок, представлены в таблице 4.2.

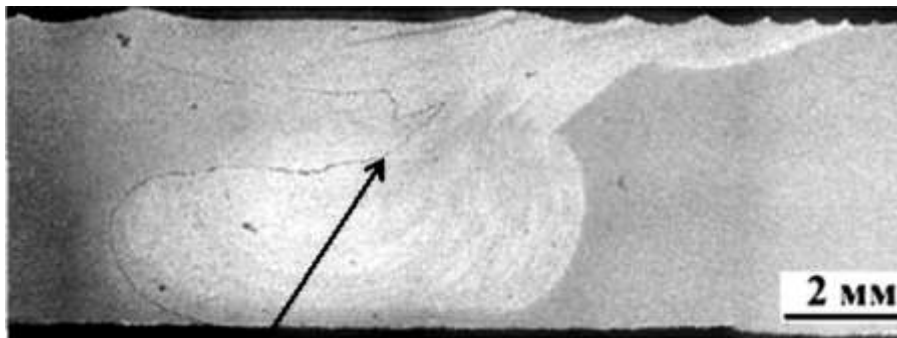
Таблица 4.2 – Влияние подготовки торцевой поверхности свариваемых кромок на механические свойства соединений ДУАКМ 1565чМ + 20% Al₂O₃

№ п/п	Вариант подготовки поверхности заготовок перед СТП	Механические свойства		
		Временное сопротивление металла шва σ_B , МПа	Угол изгиба α , град.	Ударная вязкость КСУ, кДж/м ²
1	Резка на гильотинных ножницах	<u>328–3345</u> 334	<u>75–88</u> 77	<u>165–178</u> 170
2	Резка на гильотинных ножницах + фрезерование	<u>336–348</u> 340	<u>79–87</u> 82	<u>180–195</u> 186
3	Гидроабразивная резка	<u>332–348</u> 340	<u>75–85</u> 79	<u>175–188</u> 180
4	Гидроабразивная резка + фрезерование	<u>330–350</u> 340	<u>75–83</u> 80	<u>165–178</u> 170
5	Лазерная резка	<u>312–325</u> 316	<u>45–53</u> 50	<u>95–138</u> 105
6	Лазерная резка + фрезерование	<u>334–350</u> 340	<u>80–88</u> 84	<u>185–198</u> 188

Из полученных результатов испытаний можно видеть, что наиболее высокие механические свойства металла шва достигаются при раскрое заготовок на гильотинных ножницах и при гидроабразивной резке. При термическом раскрое (лазерная резка) наблюдается существенное снижение механических свойств металла зоны перемешивания (ядра шва), по-видимому, из-за окисления поверхности кромок в зоне реза и формирования протяженных оксидных пленок в шве при сварке трением с перемешиванием.

Металлографические исследования подтвердили связь снижения механических свойств металла шва с наличием дефектов в виде протяженных оксидных включений. Внешний вид сформированного дефекта, описанного в

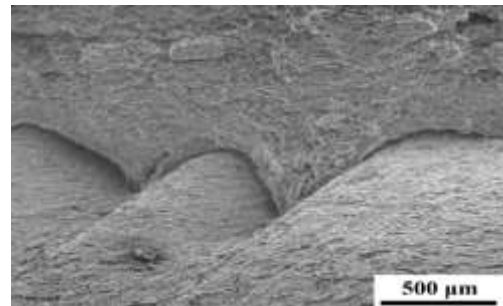
литературе как «Lazy S» или линия стыка в прикорневой зоне сварного шва, приведен на рисунке 4.3.



а



б



в

Рисунок 4.3 – Линия стыка на поперечном сечении сварного шва (а), фрагмент разрушенного образца (б) и разрушение материала по полосам луковичной структуры (в)

Образцы, сваренные по этому варианту подготовки кромок, при испытании на растяжение показали самые низкие значения прочности (см. таблица 4.2) вследствие существенного снижения эффективного сечения материала в сварном соединении. Отмеченный дефект хорошо проявляется при визуальном осмотре вследствие наличия оксидной пленки, а также других загрязнений, которые присутствовали на кромках соединяемых пластин перед началом сварки.

Вышеописанный дефект, известный по ряду публикаций [126–130], считается наиболее опасным из-за своей значительной протяженности по длине сварного шва, что обуславливает затем потерю несущей способности конструкций и быстрое ее разрушение. Форма стыковой линии хорошо

обнаруживается на металлографических шлифах при слабом травлении, при статическом растяжении образцов с таким дефектом поверхность разрыва материала повторяет ее очертания (рисунок 4.3, а, б). При изучении поверхности разрыва методом растровой электронной микроскопии видны слои луковичной структуры сварного шва (рисунок 4.3, в).

В том случае, когда после раскроя применялось фрезерование торцевых поверхностей кромок, вариант раскроя уже не оказывал практически никакого влияния на механические свойства соединений (таблица 4.2).

В то же время, можно отметить, что при раскрое заготовок с помощью гидроабразивной резки возможно отказаться от фрезерования их торцевых поверхностей при сохранении высокого качества сварного соединения.

4.2. Влияние параметров режима сварки трением с перемешиванием на механические характеристики сварных соединений

Проанализируем влияние кинематических параметров режима перемещения рабочего инструмента при частоте вращения 800 мин^{-1} в диапазоне скоростей сварки 40–150 мм/мин на формирование различных структурных зон сварного соединения ДУАКМ Д16Т + 20% Al_2O_3 и толщину промежуточных слоев в ЗТМВ. При этом постараемся связать структурные изменения в ЗТМВ с соответствующими им изменениями прочностных свойств соединения.

На рисунке 4.4 представлена зависимость временного сопротивления сварного соединения исследуемого материала от скорости сварки (подачи на один оборот инструмента).

Следует отметить, что при скорости сварки 180 мм/мин, что соответствует величине подачи на один оборот инструмента 0,225 мм/об, в зоне перемешивания металла шва появляется внешний дефект в виде несплошности.

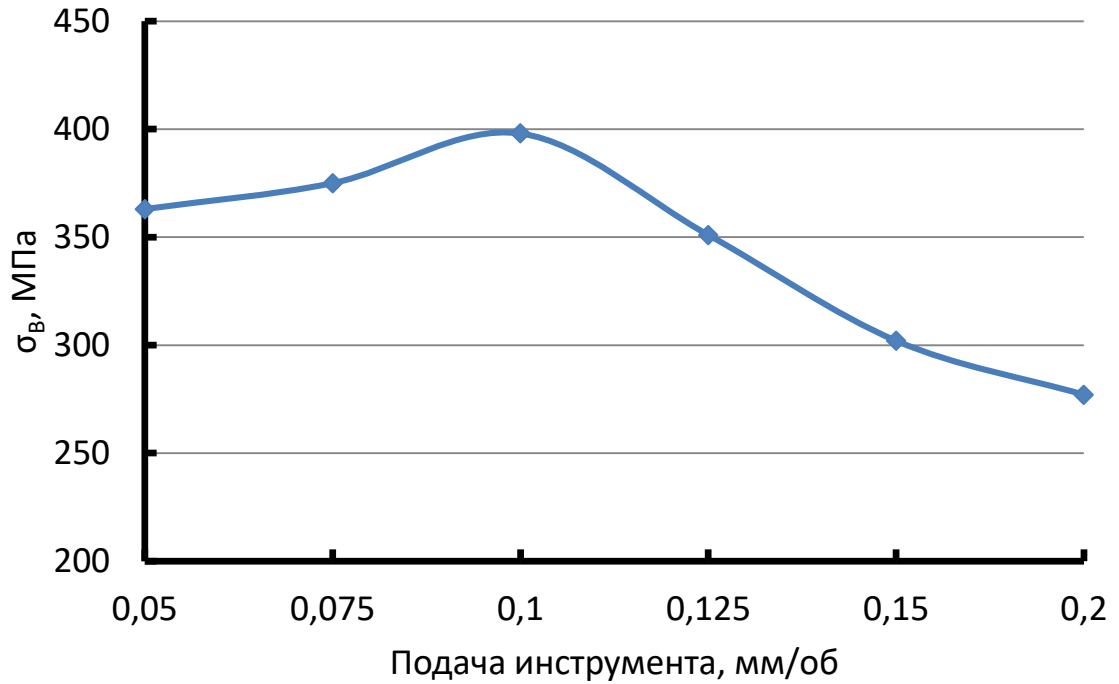


Рисунок 4.4 – Зависимость временного сопротивления соединения ДУАКМ Д16Т + 20% Al₂O₃ от величины подачи рабочего инструмента при СТП

Из полученной зависимости можно видеть, что при величине подачи до 0,1 мм/об отмечается увеличение временного сопротивления соединения. Увеличение же подачи инструмента более 0,1 мм/об сопровождается снижением прочности соединения, которое особенно значительно в диапазоне значений подачи инструмента 0,125–0,2 мм/об.

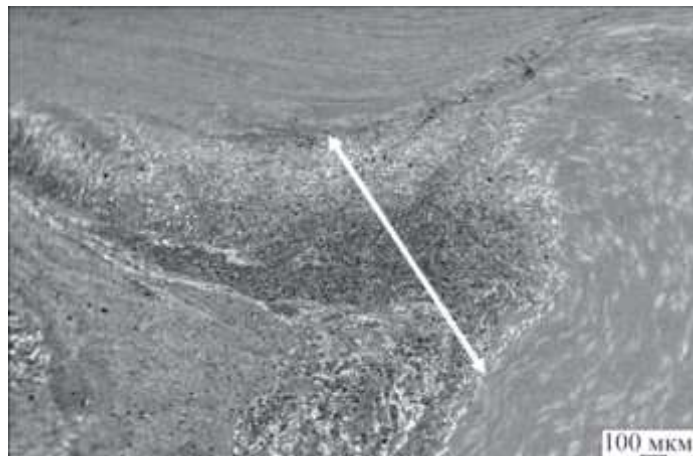
При испытаниях образцов, сваренных при различных значениях подачи рабочего инструмента, разрушение соединения происходило по зоне термомеханического воздействия (ЗТМВ) со стороны отхода инструмента.

В проведенной серии экспериментов структура зоны перемешивания (металл шва) и ЗТМВ формировалась при фиксированных кинематических параметрах режима сварки и глубине погружения инструмента в свариваемую заготовку. На фотографиях микроструктуры зоны термомеханического воздействия соединений, представленных на рисунке 4.5, отчетливо прослеживается влияние кинематических параметров режима СТП на толщину зоны термомеханического воздействия.

Можно отметить, что в диапазоне скоростей сварки 40–80 мм/мин толщина прослойки между металлом шва и металлом зоны термомеханического воздействия составляет 1050–1170 мкм (рисунок 4.5, а, б).



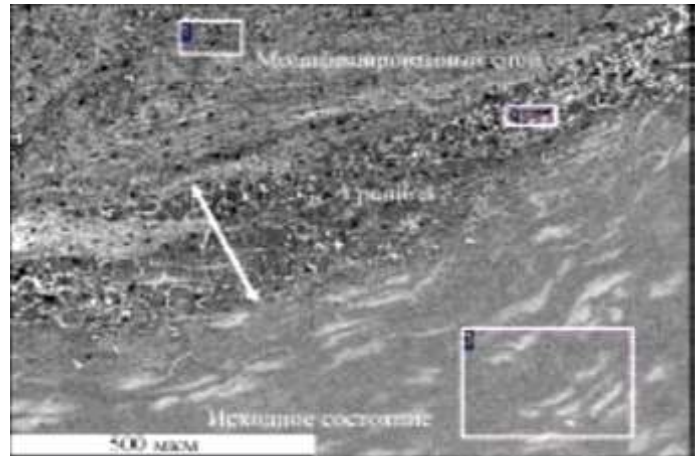
а



б



в



Г



Д

Рисунок 4.5 – Структура границы зоны перемешивания и зоны термомеханического воздействия соединения ДУАКМ Д16Т + 20% Al_2O_3 , выполненного при частоте вращения инструмента 800 мин^{-1} и скорости сварки:

а – 60 мм/мин; б – 80 мм/мин; в – 120 мм/мин; г – 160 мм/мин; д – 180 мм/мин

Увеличение скорости сварки до 120 мм/мин сопровождается снижением толщины зоны термомеханического воздействия до 720–780 мкм (рисунок 4.5, в).

Наиболее радикальное снижение толщины зоны термомеханического воздействия до 230–270 мкм отмечается при скорости сварки более 160 мм/мин. При скорости сварки более 170–180 мм/мин в зоне термомеханического воздействия на границе с металлом зоны

перемешивания отмечается возникновение микротрещин (рисунок 4.5), которые являются основной причиной снижения значений временного сопротивления сварного соединения.

В металле шва и ЗТВ в отличие от основного металла наблюдаются принципиальные изменения структуры основного металла, что является следствием измельчения зерен исходного металла (до размеров зерна 3,2...4,5 мкм), что несколько раз меньше размера зерна в основном металле (75,8 мкм), в процессе СТП. Это явление типично для всех соединений, выполненных СТП, независимо от его технологических параметров режима сварки.

Структура металла шва в поперечном сечении практически однородная, за исключением зоны ее сопряжения с основным металлом и приповерхностной области внешней стороны шва, который образовывался при контакте с вращающимся инструментом. Благодаря измельчению зерен основного металла в результате пластической деформации в процессе СТП происходит формирование принципиально другой структуры – мелкодисперсной, близкой к равновесной, что позволяет получить более высокие свойства прочности и пластичности металла шва.

Структура металла ЗТМВ в соединении СТП ДУКМ может быть сопоставимой с исходной, но в отличие от текстуры основного металла она отличается размерами зерна практически в 8–10 раз ($d_{cp} = 7,8–10,5$ мкм), а также ориентацией и формой зерен.

Зона сопряжения металла шва с зоной термического влияния — это область, которая представляет собой ЗТМВ шириной от 250 до 1200 мкм с прилегающими к ней объемами металла со стороны шва и основного металла.

Металл ЗТМВ, как и металл шва, является зоной максимально нагретого металла, подвергающегося интенсивному механическому воздействию вращающегося сварочного инструмента. Ширина ЗТМВ в

сварном соединении сплава ДУАКМ находится в прямой зависимости от теплового воздействия при сварке.

Структура металла ЗТМВ является переходной зоной от мелкозернистой (в металле пм шва) до рекристаллизованной, которая частично сохраняет текстуру основного металла. Со стороны основного металла вдоль границ больших зерен наблюдаются мелкие равноосные разориентированные зерна.

Подобное изменение структуры является следствием влияния на металл околошовной зоны значительных пластических деформаций, которые имеют место в процессе формирования сварного соединения, а также процессов рекристаллизации в условиях нагрева в процессе СТП.

Средний размер зерен в зоне ЗТМВ составляет 8,85 мкм, что меньше в 9–10 раз размера зерен в основном металле. максимальная толщина области ЗТМВ с рекристаллизованной структурой металла достигает 1050–1150 мкм, при этом максимальные значения температуры нагрева металла на поверхности шва для исследованных режимов СТП (скорость сварки 80 мм/мин и скорость вращения инструмента 800 мин^{-1}) не превышают $440...510 \text{ }^\circ\text{C}$.

Как показали результаты металлографического анализа, металл околошовной зоны ЗТМВ может быть наиболее слабым звеном между основным металлом и металлом шва. с целью уменьшения разупрочняющего термического влияния СТП, сварку целесообразно выполнять на режимах с ограниченным тепловыделением.

С помощью метода дифракции отраженных электронов на растровом электронном микроскопе с энергодисперсионным анализатором определено, что в зоне перемешивания алюминиевых ДУАКМ материалов имеет место разрушение и разориентация кристаллитов исходного металла, проявляющиеся в формировании мелкозернистой структуры (размер зерна $3,2...5,5 \text{ мкм}$), что в $16...33$ раз меньше исходных размеров зерен ($75,8 \text{ мкм}$).

Одним из эффективных направлений для повышения скорости сварки ДУКМ при сохранении высокого уровня механических свойств является использование сопутствующего подогрева соединяемых заготовок в процессе сварки.

Температуру сопутствующего подогрева задавали в интервале 50–150 °С. Для подогрева образцов ДУАКМ в процессе сварки и поддержания температуры подогрева на заданном уровне применялось приспособление с тенами, вмонтированными в технологическую подкладку приспособления.

На рисунке 4.6 представлены значения толщины зоны термомеханического воздействия в сварном соединении ДУАКМ Д16Т + 20% Al_2O_3 в зависимости от температуры сопутствующего подогрева.

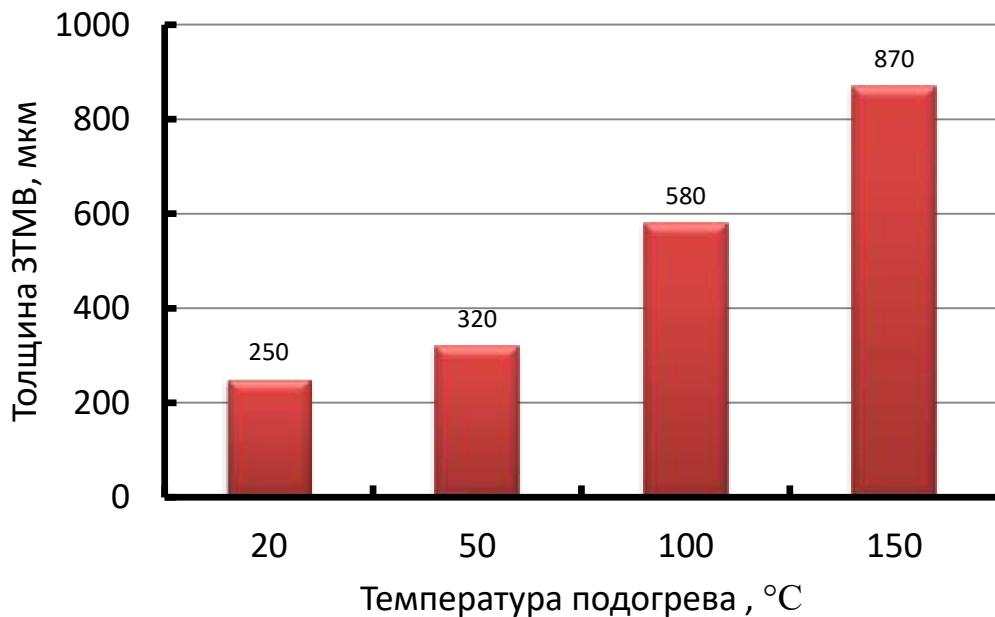


Рисунок 4.6 – Влияние температуры подогрева на толщину ЗТМВ при сварке ДУАКМ Д16Т + 20% Al_2O_3 (частота вращения инструмента 800 мин^{-1} и скорость сварки 160 мм/мин)

Из рисунка 4.6 видно, что использование подогрева до температуры 50 °С не существенно влияет на толщину ЗТМВ.

Повышение температуры сопутствующего подогрева до 100°С уже более существенно сказывается на увеличении толщины ЗТМВ. Наибольшее

увеличение протяженности до 870 мкм наблюдалось при сопутствующем подогреве до 150°C.

Дальнейшее повышение температуры сопутствующего подогрева будет серьезно ухудшать условия работы оборудования и персонала, поэтому температуру подогрева следует ограничить температурой 150 °С.

Помимо этого высокие температуры сопутствующего подогрева инициируют рост зерна в зоне перемешивания. Так при температуре сопутствующего подогрева 50 °С средний размер зерна в зоне перемешивания составил 5,5–7,2 мкм, то уже при подогреве до 100 °С средний размер зерна в металле шва возрастает до 9,3–11,2 мкм. При температуре сопутствующего подогрева 150 °С средний размер зерна в шве становится сопоставим с размером зерна в ЗТМВ и составляет 13,8–15,5 мкм.

Увеличение размера зерна в металле зоны перемешивания будет негативно сказываться на временном сопротивлении как металла шва, так и сварного соединения в целом.

4.3. Электронно-микроскопические исследования структуры соединений ДУАКМ

Электронно-микроскопические исследования показали, что соединение ДУАКМ, осуществляемое сваркой трением с перемешиванием в твердой фазы, не приводит к изменению фазово-структурного состояния основного материала. В результате металлографических исследований удалось установить, что средний размер зерна α -Al матрицы приблизительно составляет 220–280 нм, а керамических частиц – 90–170 нм, аналогично основному материалу (рисунок 4.7).

Анализ тонкой структуры показывает, что упрочняющие оксидные частицы имеют правильную округлую форму, размытые границы в изображении светлого поля и характерный елочный контраст в изображении темного поля, как в основном материале, так и в швах, полученных СТП

(рисунок 4.8). При этом в металле шва сформирована равномерная смесь зерен α -Al матрицы с оксидными армирующими частицами.

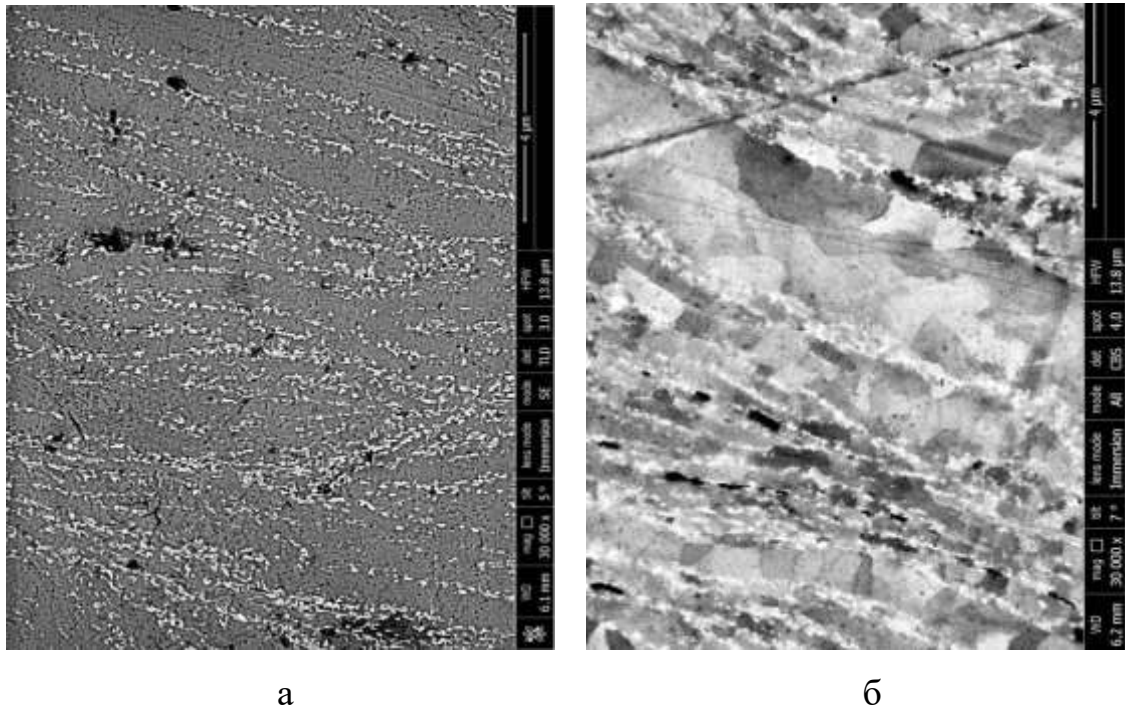


Рисунок 4.7 – Микроструктуры основного материала в продольном (а) направлении и ядра шва (б), полученного при СТП ДУАКМ Д16Т + 20% Al_2O_3 толщиной 6 мм

Так как в процессе сварки трением с перемешиванием ДУАКМ композиционных материалов не происходит интенсивного высокотемпературного нагрева заготовок в зоне формирования соединения, то упрочняющие оксидные частицы сохраняют свою структуру, о чем свидетельствуют результаты рентгеноструктурного анализа.

В результате термомеханического воздействия на границе зоны перемешивания с основным металлом происходит переориентация направления волокон, обусловленное силовым воздействием вращающегося и перемещающегося вдоль стыка рабочего инструмента.

Механические испытания образцов сварных соединений исследуемых композиционных материалов показали, что при температуре испытаний 20 и 300 °С разрушение наблюдается по зоне термомеханического воздействия со стороны отхода инструмента, с частичным распространением разрушения в металл шва (рисунок 4.9). При большом увеличении (рисунок 4.9, б) на

поверхностях изломов хорошо заметны углубления, свидетельствующие о вязком характере разрушения образцов при испытаниях.

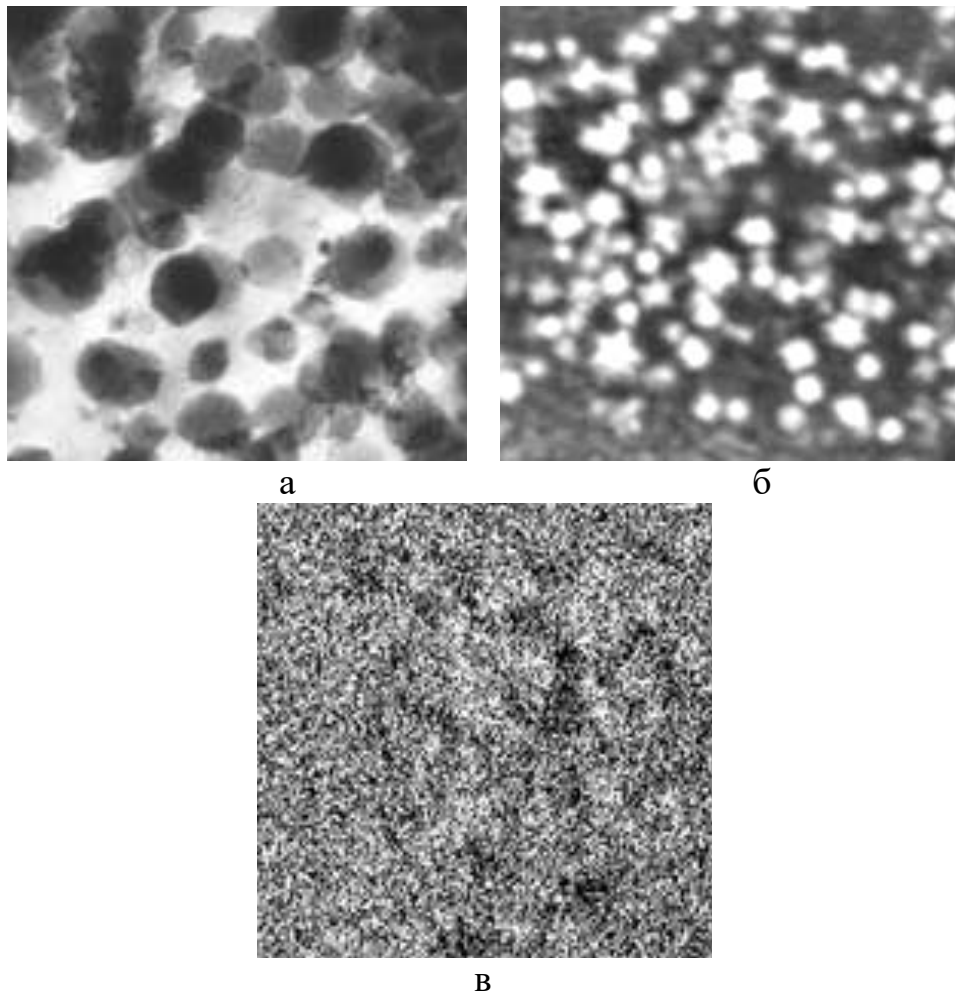
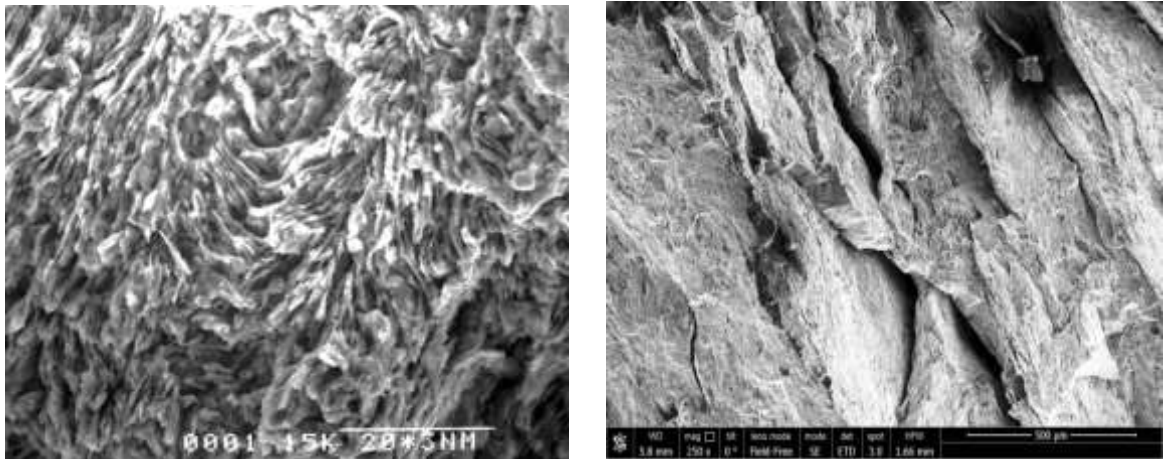


Рисунок 4.8 – Изображения оксидных наночастиц на ТЭМ-снимке светлого поля (*а*), на СЭМ-снимке в обратно рассеянных электронах (*б*) и в характеристическом рентгеновском излучении (*в*)

В заключение следует отметить, что благодаря формированию швов в твердой фазе процесс СТП позволяет получать качественные неразъемные соединения ДУАКМ, упрочненных оксидными частицами, без изменения их фазово-структурного состояния. При сварке композиционных материалов диссоциации армирующих не происходит, а их дисперсность и равномерность распределения в металле шва сохраняются на уровне основного материала.



а

б

Рисунок 4.9 – Микроструктура отдельных участков излома поверхности разрушенного образца сварного соединения ДУАКМ Д16Т + 20% Al₂O₃

4.4. Влияние температуры испытаний на свойства основного материала и сварных соединений ДУАКМ

Были проведены испытания с использованием специальных образцов, представленных на рисунке 4.10 для определения механических характеристик зоны перемешивания в сравнении с основным металлом для исследуемых материалов (таблица 4.3).

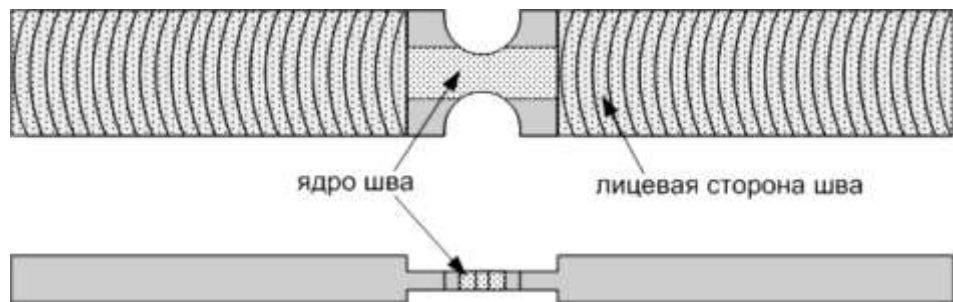


Рисунок 4.10 – Схема вырезки образцов из ядра сварного шва для испытаний на растяжение

Из представленных результатов следует, что временное сопротивление зоны перемешивания уступает на 8–12% значениям временного сопротивления основного металла. Такое положение является следствием наложения двух процессов. С одной стороны, при сварке трением с перемешиванием наблюдается формирование структуры зоны

перемешивания с меньшим размером зерна, что должно способствовать повышению прочностных свойств. С другой стороны, сварочный нагрев и пластическая деформация металла при формировании соединения приводит к увеличению объемной доли частиц стабильных вторичных фаз, что приводит к разупрочнению. В данном случае размерный эффект зернограничного упрочнения по значимости уступает эффекту разупрочнения частицами стабильных фаз.

Таблица 4.3 – Механические свойства основного металла и зоны перемешивания соединений исследуемых материалов

Характеристики	Сплав Д16АТ		Д16 + 10% Al ₂ O ₃		Д16 + 20% Al ₂ O ₃	
	ОМ	ЗП	ОМ	ЗП	ОМ	ЗП
Микротвердость, ГПах100	85,6	104,8	98,5	112,7	110,2	128,5
Временное сопротивление, МПа	415	365	425	391	450	387
Предел текучести условный, МПа	295	278	305	284	340	315
Относительное удлинение, %	15,0	6,5	7,0	3,8	3,0	2,6

По результатам металлографических исследований проведен анализ среднего размера зерна α -Al твердого раствора в основном металле (ОМ), в зонах термомеханического воздействия и зонах перемешивания соединений, полученных по оптимальным режимам СТП на исследуемых материалах.

На рисунке 4.11 представлены металлографические изображения зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений сплава Д16АТ и ДУАКМ Д16 + 20% Al₂O₃. В отличие от металла шва (ЗП) и зоны термомеханического воздействия (ЗТМВ), ЗТВ не подвергается деформации, а только тепловому воздействию под действием термического цикла сварки. Этого влияния достаточно, для изменения микроструктуры и механических свойств термически упрочняемого алюминиевого сплава Д16АТ.

Зона термического влияния обладает повышенной химической активностью, что проявляется в эффекте перетравливания.

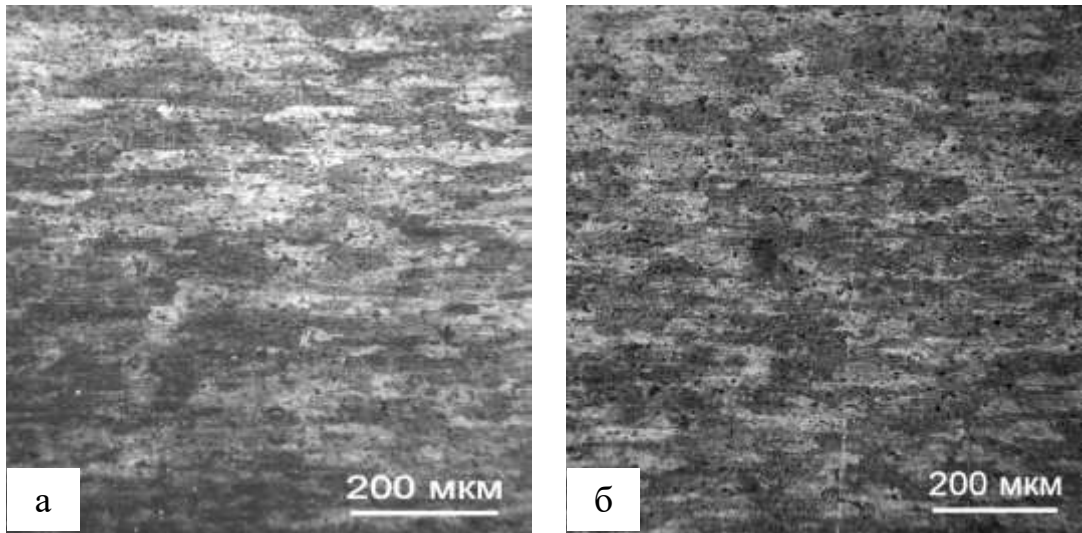


Рисунок 4.11 – Металлографические изображения зоны термического влияния образцов сварных соединений сплава Д16АТ (а) и ДУАКМ Д16+20% Al_2O_3 (б)

Микротвердость и средний размер зерна в ЗТВ образцов сплава Д16АТ и ДУАКМ Д16 + 20% Al_2O_3 различаются в пределах погрешности измерений, однако в обоих случаях ниже значения микротвердости, чем в основном металле, при близком значении среднего размера зерна (таблица 4.4).

Таблица 4.4 – Средние размеры зерна α -Al твердого раствора различных зон сварных соединений

Зона сварного соединения	Средние размеры зерна α -Al твердого раствора, мкм		
	Д16АТ	Д16 + 10% Al_2O_3	Д16 + 20% Al_2O_3
Основной металл (ОМ)	25±10	22±8	21±6
Зона термического влияния (ЗТВ)	19±8	18±7	18±7
Зона термомеханического воздействия (ЗТМВ)	14±6	13,1±6	12,5±6
Зона шва (ЗП)	6,2±1,3	4,8±1,5	3,5±1,7

Результаты структурно-фазовых исследований показали, что в зоне перемешивания как сплава Д16АТ и ДУАКМ наблюдаются частицы стабильных вторичных фаз по границам зерен, создающие сетку между

ними, мелкие частицы внутри зерен, а также крупные частицы систем в местах тройных стыков зерен. При этом в зоне перемешивания сварных соединений сплава Д16АТ визуально можно отметить большее количество частиц округлой формы.

Элементный анализ со спектров показал, что крупные частицы, по своему размеру достигающие среднего размера зерна и находящиеся в тройных стыках, относятся к интерметаллидам состава $Al-Cu-Mn-Fe-Si$ с незначительным содержанием Mg . Увеличение степени деформации в процессе СТП приводит к большему растворению частиц стабильных вторичных фаз.

Поскольку дальнейшее остывание образца после сварки и его естественное старение в процессе вылеживания соединений приводит к повторному выпадению частиц, итоговая объемная доля частиц в металле шва выше, чем в основном металле. Однако, чем сильнее частицы растворятся в ходе СТП, тем меньшим будет их итоговое количество.

Деформационная природа растворения частиц может быть подтверждена результатами металлографических исследований границы между металлом шва и зоной термомеханического воздействия как для сплава Д16АТ, так и для ДУКМ Д16 + 20% Al_2O_3 (рисунок 4.12). Поскольку выпадение частиц стабильных вторичных фаз считается разупрочняющим процессом, то уменьшение их объемной доли в зоне шва в образце ДУКМ Д16 + 20% Al_2O_3 может объяснить увеличение микротвердости.

Как показали РЭМ исследования, в процессе СТП претерпевает трансформацию не только зеренная структура основного металла, но и фазовый состав в зонах влияния сварных соединений. В основном металле Д16АТ вне зон влияния СТП наблюдаются выделения вторичных фаз в виде частиц интерметаллидов различных форм и размеров. По морфологии различимы достаточно крупные (до 12 мкм) частицы неправильной формы, ориентированные наибольшими своими сторонами вдоль направления прокатки основного металла. Кроме того, наблюдаются более мелкие (до 4,5

мкм) округлые хаотически распределенные частицы и еще более мелкие (до 2 мкм) округлые ориентированные вдоль направления прокатки в виде строчек.

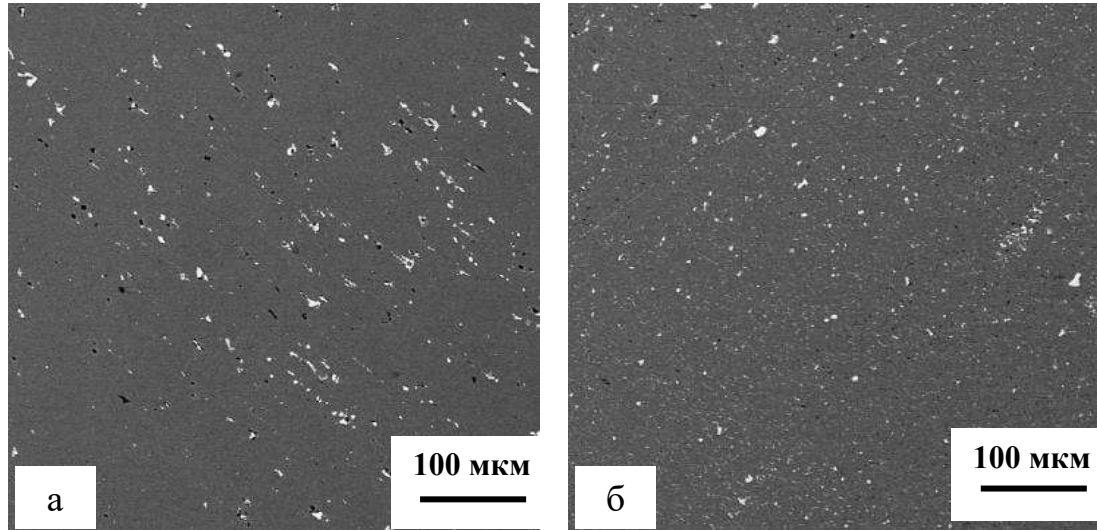


Рисунок 4.12 – РЭМ-изображения границы металла шва и зоны термомеханического воздействия ДУАКМ Д16+20% Al_2O_3 (а) и сплава Д16АТ (б)

Как показал элементный микроанализ, крупные частицы неправильной представляют интерметаллидные выделения системы $Al-Cu-Mn-Fe-Si$. Более мелкие округлые частицы представляют растворимые интерметаллидные выделения системы алюминий–медь (вероятнее всего это выделения θ -фазы ($CuAl_2$)).

Для зоны перемешивания сварных соединений ДУАКМ установлена высокая плотность мелких выделений (размером не более 0,15 мкм) и пластинчатых выделений по границам структурных элементов. По элементному составу оба типа этих выделений соответствуют интерметаллидным соединениям $Al_2CuMg + CuAl_2$. Выделения по границам структурных элементов более крупные и протяженные чем в зоне перемешивания сплава Д16АТ и в ряде случаев декорируют тройные стыки структурных элементов.

В рамках данной работы были проведены исследования временного сопротивления основного металла и металла шва (зоны перемешивания) соединений сплава Д16АТ и ДУАКМ Д16 + 20% Al_2O_3 при повышенных температурах. Для испытаний металла сварного шва использовались образцы в соответствии с рисунком 4.10. Полученные результаты приведены в таблице 4.5.

Таблица 4.5 – Механические свойства металла шва и основного металла исследуемых сплавов при нормальной и повышенных температурах

Сплав	Образец	Температура испытаний, °С							
		20		350		400		450	
		σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %
Д16АТ	ОМ	415	15,0	80	48	52	64	30	82
	ЗП	365	6,5	65	59	45	86	15	122
Д16АТ + 20% Al_2O_3	ОМ	450	4,0	255	3,2	190	2,0	80	1,1
	ЗП	387	2,6	245	2,0	185	1,6	75	1,0

Примечание: ОМ – основной материал; ЗП – зона перемешивания (металл шва)

Из данных таблицы 4.5 следует, что как основной металл сплав Д16АТ, так металл зоны перемешивания проявляет свойство сверхпластичности при испытаниях с высокими температурами нагрева. Можно отметить, что металл зоны перемешивания проявляет свойство сверхпластичности в большей мере, по-видимому, вследствие более мелкозернистой структуры (рисунок 4.13).

Дисперсно-упрочненный материал Д16АТ + 20% Al_2O_3 как сам, так и металл его сварного шва не проявляет склонности к сверхпластичности. Однако, можно отметить тенденцию к проявлению равнопрочности сварного соединения и основного металла при испытаниях при повышенной температуре (таблица 4.5).



Рисунок 4.13 – Образцы из зоны перемешивания сварного соединения сплава Д16АТ, испытанные при различных температурах

Выводы к главе 4

1. Установлено, что наиболее высокие механические свойства сварного шва достигаются при раскрое заготовок ДУАКМ на гильотинных ножницах и при гидроабразивной резке.

2. Для случая сварки трением с перемешиванием ДУАКМ Д16Т + 20% Al_2O_3 при величине подачи до 0,1 мм/об отмечается увеличение временного сопротивления соединения. Увеличение же подачи инструмента более 0,1 мм/об сопровождается снижением прочности соединения, которое особенно значительно в диапазоне значений подачи инструмента 0,125–0,2 мм/об.

3. Как показали результаты металлографического анализа, металл зоны ЗТМВ может быть наиболее слабым звеном между основным металлом и металлом шва. с целью уменьшения разупрочняющего термического влияния СТП, сварку целесообразно выполнять на режимах с ограниченным тепловыделением.

4. Установлено, что временное сопротивление сварного соединения ДУАКМ при сварке трением с перемешиванием определяется шириной зоны термомеханического влияния. При этой наиболее высокие значения

временного сопротивления наблюдаются при ширине ЗТМВ в пределах 850–1050 мкм.

5. Эффективным направлением повышения скорости сварки ДУАКМ при сохранении высокого уровня механических свойств является использование сопутствующего подогрева до 100–150 °С соединяемых заготовок в процессе сварки.

6. Так как в процессе сварки трением с перемешиванием ДУАКМ композиционных материалов не происходит интенсивного высокотемпературного нагрева заготовок в зоне формирования соединения, то упрочняющие оксидные частицы сохраняют свою структуру, о чем свидетельствуют результаты рентгеноструктурного анализа.

7. Испытания на растяжение при повышенных температурах показали, что ДУАКМ и его соединения, полученные сваркой трением с перемешиванием, не проявляют склонность к сверхпластичности при повышенных температурах в отличие от матричного сплава Д16Т и его сварных соединений.

Глава 5. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ СПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ДУАКМ С ДЕФОРМИРУЕМЫМИ АЛЮМИНИЕВЫМИ СПЛАВАМИ

5.1. Структура и механические свойства ДУАКМ на основе сплава Д16 с деформируемым алюминиевым сплавом системы Al–Cu–Mg

Дисперсно-упрочненные алюмоматричные композиционные материалы находят применения в конструкциях, эксплуатация которых протекает при повышенных температурах. В качестве упрочняющей фазы используют дисперсные частицы оксидов, карбидов, нитридов и других тугоплавких соединений.

Характерными представителями этого вида композиционных материалов являются материалы, которые состоят из алюминиевой матрицы на основе сплава Д16Т, упрочненной дисперсными частицами оксида алюминия Al_2O_3 . Объемное содержание частиц оксида алюминия Al_2O_3 варьируется в пределах 6–25%.

Наряду с дисперсно-упрочненными алюмоматричными композиционными материалами в конструкциях, содержащих узлы, которые длительно эксплуатируются при температуре порядка $180^\circ C$, разрабатываются теплостойкие алюминиевые сплавы, представителем которых является сплав системы Al–Cu–Mg. Указанный сплав относится к системе легирования алюминий–медь–магний и применяется в сварных изделиях разового действия при кратковременном тепловом воздействии с нагревом до температуры $450^\circ C$ [131, 132]. Сплав системы Al–Cu–Mg относится к свариваемым алюминиевым сплавам.

Целью данной работы являлось исследование свойств основного металла и сварных соединений сплава 1151Т в разноименном сочетании с дисперсно-упрочненным композиционным материалом на базе сплава Д16Т, полученных сваркой трением с перемешиванием.

В качестве материала для сварки трением с перемешиванием применяли пластины толщиной 6 мм из дисперсно-упрочненного композиционного материала с матрицей из сплава Д16Т, упрочнением частицами Al_2O_3 при их объемном содержании в материале 20%. Химический состав исследуемых полуфабрикатов из сплава 1151Т и ДУАКМ на основе сплава Д16Т представлен в таблице 5.1.

Таблица 5.1 – Химический состав листов сплавов системы Al–Cu–Mg и дисперсно-упрочненного композиционного материала на основе сплава Д16Т

Сплав	Содержание основных компонентов сплава, масс. %								Содержание примесей, масс. %
	Al	Cu	Mg	Mn	Ti	Zn	Cr	Fe + Si	
Al–Cu–Mg	Осн.	5,54	1,93	0,53	0,09	0,02	0,03	0,18	0,15
ДУАКМ Д16Т + 20% Al_2O_3	Осн.	4,45	1,65	0,72	0,12	–	0,08	0,50	0,12

Механические свойства исследуемых материалов представлены в таблице 5.2.

Таблица 5.2 – Механические свойства исследуемых материалов

Материал	Временное сопротивление σ_B , МПа	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %
Д16 + 20% Al_2O_3	450	340	3,0
Al–Cu–Mg	446	335	18,2

Стыковые соединения заготовок исследуемых сплавов выполняли сваркой трением с перемешиванием (СТП) на экспериментальной установке, созданной на базе модернизированного вертикального фрезерного станка с числовым программным управлением марки MECOFCS–1040 (Италия) в комплекте со сборочно-сварочной оснасткой.

В общем случае ширина сварного шва зависела от размера заплечика используемого рабочего инструмента. Все сварные соединения, исследованные в данной работе, были выполнены инструментами, которые

формировали для листов толщиной 6,0 мм шов шириной ~16 мм. Режимы сварки образцов приведены в таблице 5.3.

Таблица 5.3 – Режимы СТП исследуемых сплавов

Материал	частота вращения инструмента ω , об/мин	скорость подачи инструмента (скорость сварки) $V_{св}$, мм/мин	угол наклона инструмента в плоскости свариваемых кромок α , град.	усилие прижатия инструмента, P , кгс
Al–Cu–Mg	650	80–95	2	2000
Д16 + 20% Al ₂ O ₃	1000	56–60	3	1100

Рентгеновское просвечивание сварных соединений пластин исследуемых материалов, выполненных СТП, выполняли на рентгеновской телевизионной системе ФИЛИН 1010 (Тестрон, г. С-Петербург) с размером входного окна детектора 100x100 мм и разрешением 2048x2048 пикселей. Размер элемента изображения 48 микрон. Экспозиция осуществлялась с помощью компактного источника излучения ICM CP120, напряжение 70 кВ, ток 1,5 мА. Кадры получены в режиме накопления в течение 10 с.

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

Для определения временного сопротивления металла ядра шва испытывались специальные образцы с зачищенной заподлицо с поверхность основного металла швом и с уменьшенной шириной образца до 6 мм за счет полукруглых выборок радиусом 5 мм [133].

Испытания на усталость проводили по ГОСТ 25.502–79 «Методы испытаний на усталость» при коэффициенте асимметрии цикла $R = -1$, на базе 10 000000 циклов при частоте 65–70 Гц, предел ограниченной выносливости определяли с вероятностью 50% способом наименьших квадратов.

Исследование поверхности излома сварных соединений было выполнено на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA 3 SBH, укомплектованном энергодисперсионной приставкой микроанализатором X-Act Oxford Instruments (MPCA).

На рисунке 5.1 представлен внешний вид швов на исследуемых материалах, полученных на режимах в соответствии с таблице 5.3. Из представленных фотографий можно отметить, что формирование шва на алюминиевом сплаве системы Al–Cu–Mg не представляет затруднений. На лицевой поверхности сварного шва наблюдается формирование периодического рельефа, наличие которого характерно для швов, полученных сваркой трением с перемешиванием. Со стороны ДУАКМ на основе сплава Д16Т можно заметить образование грата по краю зоны перемешивания.

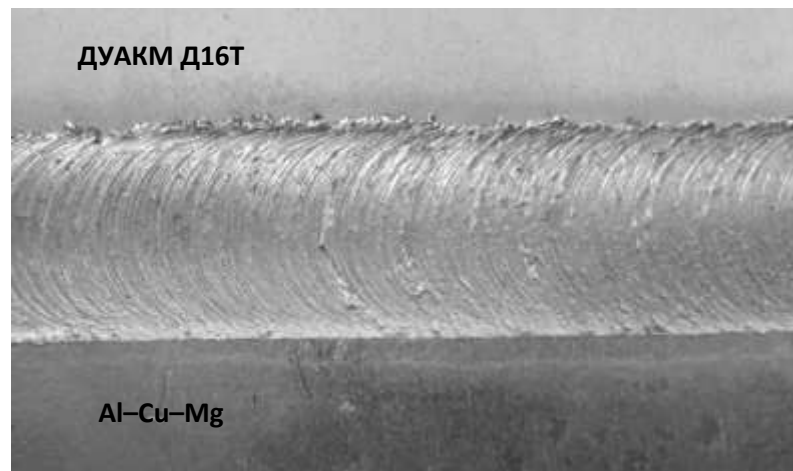


Рисунок 5.1 – Внешний вид лицевой поверхности сварного соединения алюминиевого сплава системы Al–Cu–Mg с ДУАКМ Д16Т + 20% Al₂O₃

Шероховатость лицевой поверхности сплава системы Al–Cu–Mg с ДУАКМ Д16 + 20% Al₂O₃ составила по величине Rz 70–95 мкм.

Внешний осмотр сварных соединений и результаты рентгеновского контроля показали, что на применяемых параметрах режима сварки трением с перемешиванием удалось получить соединение сплава системы Al–Cu–Mg с ДУФКМ Д16 + 20% Al₂O₃ без внутренних дефектов.

На рисунке 5.2 представлена макроструктура соединений исследуемых материалов. Макроструктура соединения исследуемых материалов в разноименном характеризуется наличием характерных для соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием структурных зон: зоны шва (ЗП), зоны термомеханического воздействия (ЗТМВ), зоны термического влияния (ЗТВ) и основного металла (ОМ). При выполнении соединения, макроструктура которого приведена на рис. 5.2, ДУАКМ Д16 + 20% Al_2O_3 располагался со стороны набегания рабочего инструмента.

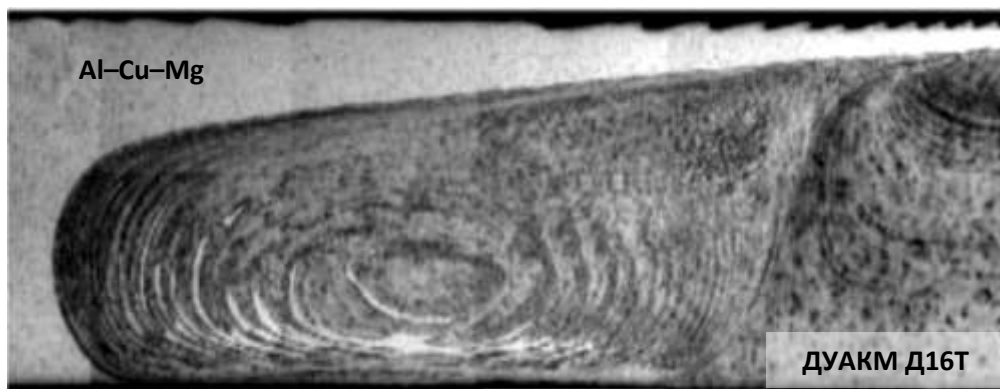


Рисунок 5.2 – Макроструктура сварного соединения сплава системы Al–Cu–Mg с ДУАКМ Д16Т + 20% Al_2O_3 (x5)

Анализ макроструктуры соединения показывает, что ядро шва занимает практически 80% толщины соединяемых заготовок. Можно заметить, что лицевая поверхность шва сформирована в основном за счет сплава системы Al–Cu–Mg. Со стороны ДУАКМ Д16 + 20% Al_2O_3 можно отметить наличие зоны термомеханического воздействия, непосредственно примыкающей ко шву.

Результаты механических испытаний сварных соединений исследуемых материалов представлены в таблице 5.4.

Из представленных данных в таблице 5.4 следует, что механические свойства соединений ДУАКМ + 20% Al_2O_3 и алюминиевого сплава систему Al–Cu–Mg, выполненных сваркой трением с перемешиванием в одноименном сочетании, весьма близки между собой. При этом коэффициент прочности соединений составляет 0,82–0,83.

Таблица 5.4 – Механические свойства сварных соединений исследуемых материалов, полученные сваркой трением с перемешиванием

Материал	Временное сопротивление сварного соединения σ_B , МПа	Коэффициент прочности сварного соединений	Временное сопротивление металла шва σ_B^{III} , МПа	Коэффициент прочности металла шва	Угол изгиба α , град.	Ударная вязкость металла шва KCU , Дж/см ²
Д16 + 20% Al ₂ O ₃	<u>360–382</u> 373	<u>0,80–0,85</u> 0,83	<u>382–396</u> 387	<u>0,85–0,88</u> 0,86	<u>55–68</u> 62	<u>60–65</u> 62
1151Т	<u>351–378</u> 365	<u>0,80–0,82</u> 0,82	<u>368–382</u> 377	<u>0,83–0,86</u> 0,85	<u>95–115</u> 106	<u>62–69</u> 66
1151Т + Д16 + 20% Al ₂ O ₃	<u>350–374</u> 368	<u>0,80–0,82</u> 0,82	<u>370–388</u> 382	<u>0,84–0,87</u> 0,85	<u>71–84</u> 77	<u>60–66</u> 63

Примечание: диаметр оправки для определения угла изгиба сварного соединения равен двум толщинам образца, т.е. 12 мм.
Испытания выполнены через 60 суток после сварки.

Разрушение соединений исследуемых материалов в одноименном сочетании происходит по зоне термического влияния со стороны отхода рабочего инструмента (рисунок 5.3).



Рисунок 5.3 – Разрушение образца сварного соединения сплава системы Al–Cu–Mg, выполненного сваркой трением с перемешиванием, при растяжении

Временное сопротивление металла шва как для дисперсно-упрочненного композиционного материала на основе сплава Д16Т, так и для алюминиевого сплава системы Al–Cu–Mg превышает временное сопротивление сварного соединения и коэффициент прочности шва достигает уровня 0,85–0,86.

Следует отметить довольно низкие значения угла изгиба соединения ДУКМ Д16Т + 20% Al₂O₃ по сравнению со значением угла изгиба

соединения сплава системы Al–Cu–Mg. При этом значения ударной вязкости металла шва соединений исследуемых сплавов практически идентичны.

При испытании образцов сварных соединений сплава системы Al–Cu–Mg с ДУАКМ Д16Т + 20% Al₂O₃ на статическое растяжение наблюдается разрушение соединений по зоне термического влияния со стороны деформируемого алюминиевого сплава. Из-за такого характера разрушения временное сопротивление соединения исследуемых материалов практически имеет те же значения, что и временное сопротивление соединения сплава системы Al–Cu–Mg в одноименном сочетании.

Значение временного сопротивления металла шва при сварке сплава системы Al–Cu–Mg с ДУАКМ Д16Т + 20% Al₂O₃ составило в среднем 382 МПа, что занимает промежуточное положение между значением прочности шва для сплава системы Al–Cu–Mg и прочности шва ДУАКМ. При этом значение временного сопротивления металла шва превышает значение временного сопротивления сварного соединения в целом.

Значение угла изгиба соединения в разноименном сочетании исследуемых материалов составило 77 градусом, что более близко к характерным значениям угла изгиба для соединений ДУАКМ Д16Т + 20% Al₂O₃. Значение ударной вязкости металла шва для соединения сплава системы Al–Cu–Mg с ДУАКМ составило 63 Дж/см², что практически равноценно значениям ударной вязкости швов сплава системы Al–Cu–Mg или ДУАКМ Д16Т + 20% Al₂O₃.

Было исследовано влияние положения свариваемых заготовок из исследуемых материалов относительно направления вращения рабочего инструмента. Для этого проводили сварку в двух вариантах, когда со стороны отхода рабочего инструмента находился вначале сплав системы Al–Cu–Mg, а затем ДУАКМ. Полученные результаты испытаний приведены в таблице 5.5.

Из таблицы 5 видно, что при расположении со стороны отхода рабочего инструмента ДУАКМ Д16Т + 20% Al₂O₃ временное сопротивление соединения составляет 345 МПа, в то время как при расположении со

стороны отхода луча сплава системы Al–Cu–Mg временное сопротивление выше и составляет 368 МПа. Разрушение соединений при испытаниях происходит по зоне термического влияния материала, расположенного со стороны отхода рабочего инструмента. Поэтому при сварке стыковых соединений алюминиевых сплавов в разноименном сочетании со стороны отхода рабочего инструмента следует располагать сплав, обеспечивающий формирование бездефектного соединения в более широком диапазоне параметров режима.

Таблица 5.5 – Влияние расположения свариваемых материалов относительно направления вращения рабочего инструмента на механические свойства соединений

Материал, расположенный со стороны отхода рабочего инструмента	Временное сопротивление сварного соединения σ_B , МПа	Временное сопротивление металла шва σ_B^{III} , МПа	Угол изгиба α , град.	Ударная вязкость металла шва KCU , Дж/см ²
Al–Cu–Mg	368	382	77	63
ДУАКМ Д16 + 20% Al ₂ O ₃	345	386	75	63

Следует отметить, что расположение свариваемых сплавов относительно направления вращения рабочего инструмента при сварке трением с перемешиванием не влияет на временное сопротивление металла шва, угол изгиба металла шва и его ударную вязкость. При этом сохраняется превышение временного сопротивления металла шва над временным сопротивлением сварного соединения в целом.

Следует отметить, что расположение свариваемых сплавов относительно направления вращения рабочего инструмента при сварке трением с перемешиванием не влияет на временное сопротивление металла шва, угол изгиба металла шва и его ударную вязкость. При этом сохраняется превышение временного сопротивления металла шва над временным сопротивлением сварного соединения в целом.

На рисунке 5.4 приведены микроструктуры различных зон сварного соединения исследуемых сплавов. Для зоны перемешивания (рисунок 5.4, *а*) соединения ДУАКМ Д16Т + 20% Al_2O_3 со сплавом системы Al–Cu–Mg средний размер зерна составил $3,9 \pm 1,4$ мкм, что меньше по сравнению со средним размером зерна в зоне перемешивания соединения сплава системы Al–Cu–Mg в однородном сочетании ($6,6 \pm 1,1$ мкм). Возможно, что процесс динамической рекристаллизации измельченных рабочим инструментом зерен полностью не реализовался за счет модифицирующего действия частиц оксида алюминия Al_2O_3 .

Размер зерна в зоне перемешивания (ЗП) при этом является величиной, которая в большей степени зависит от материала (наличие упрочняющих твердых частиц оксида алюминия) и скорости охлаждения, поскольку с интенсификацией режима растут и температура, и деформация, противоположно влияющие на размер зерна.

Зона термомеханического воздействия (ЗТМВ) в образцах как сплава системы Al–Cu–Mg, так и ДУАКМ Д16Т + 20% Al_2O_3 , характеризуется вытянутыми и повернутыми по направлению деформации зернами (рисунок 5.4, *б*, *в*). В сварном соединении со стороны ДУАКМ Д16Т + 20% Al_2O_3 также наблюдаются зерна, состоящие из более мелких равноосных фрагментов (рисунок 5.4, *в*). Это свидетельствует о частичной рекристаллизации этой зоны вблизи от сварного шва (ЗП). Средний поперечный размер зерен в этих зонах близок друг к другу, несмотря на существенное отличие микротвердости, на что может влиять наличие равноосных зерен.

На рисунке (рисунок 5.4, *г*, *д*) представлены металлографические изображения зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений сплава системы Al–Cu–Mg и ДУАКМ Д16Т + 20% Al_2O_3 . В отличие от металла шва (ЗП) и зоны термомеханического воздействия (ЗТМВ), ЗТВ не подвергается деформации, а только тепловому воздействию под действием термического цикла сварки.

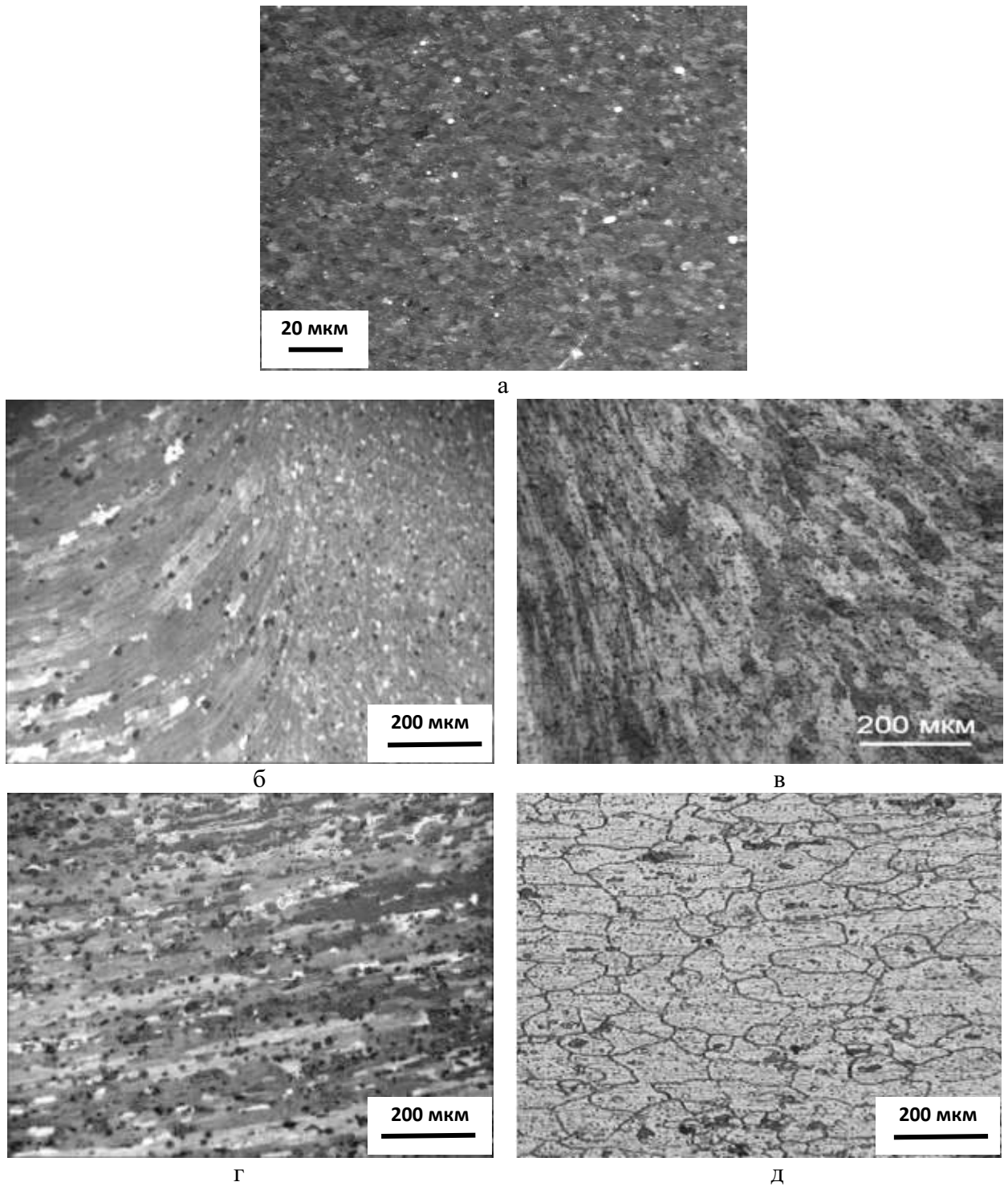


Рисунок 5.4 – Микроструктура различных участков сварного соединения сплава системы Al–Cu–Mg с ДУАКМ Д16Т + 20% Al₂O₃:
 а – шов (зона перемешивания); б – зона термомеханического воздействия со стороны сплава системы Al–Cu–Mg; в – зона термомеханического воздействия со стороны ДУАКМ Д16Т + 20% Al₂O₃; г – зона термического влияния со стороны сплава системы Al–Cu–Mg; д – зона термического влияния со стороны ДУАКМ Д16Т + 20% Al₂O₃;

Этого влияния достаточно, для изменения микроструктуры и механических свойств термически упрочняемых алюминиевых сплавов системы Al–Cu–Mg и Д16АТ (матрица ДУАКМ). Зона термического влияния обладает повышенной химической активностью, что проявляется в эффекте перетравливания.

На рисунке 5.5 представлено распределение микротвердости в соединении сплава системы Al–Cu–Mg с ДУАКМ Д16Т + 20% Al₂O₃. В распределении микротвердости можно отметить участок, совпадающий с зоной термического влияния сплава системы Al–Cu–Mg, где наблюдается минимальное значение микротвердости. Затем наблюдается повышение микротвердости в металле зоны термомеханического воздействия и в металле шва по мере приближения к ДУАКМ Д16Т + 20% Al₂O₃. В зоне термомеханического воздействия и зоне термического влияния значения микротвердости со стороны ДУАКМ Д16Т + 20% Al₂O₃ превышают значения микротвердости со стороны сплава системы Al–Cu–Mg.

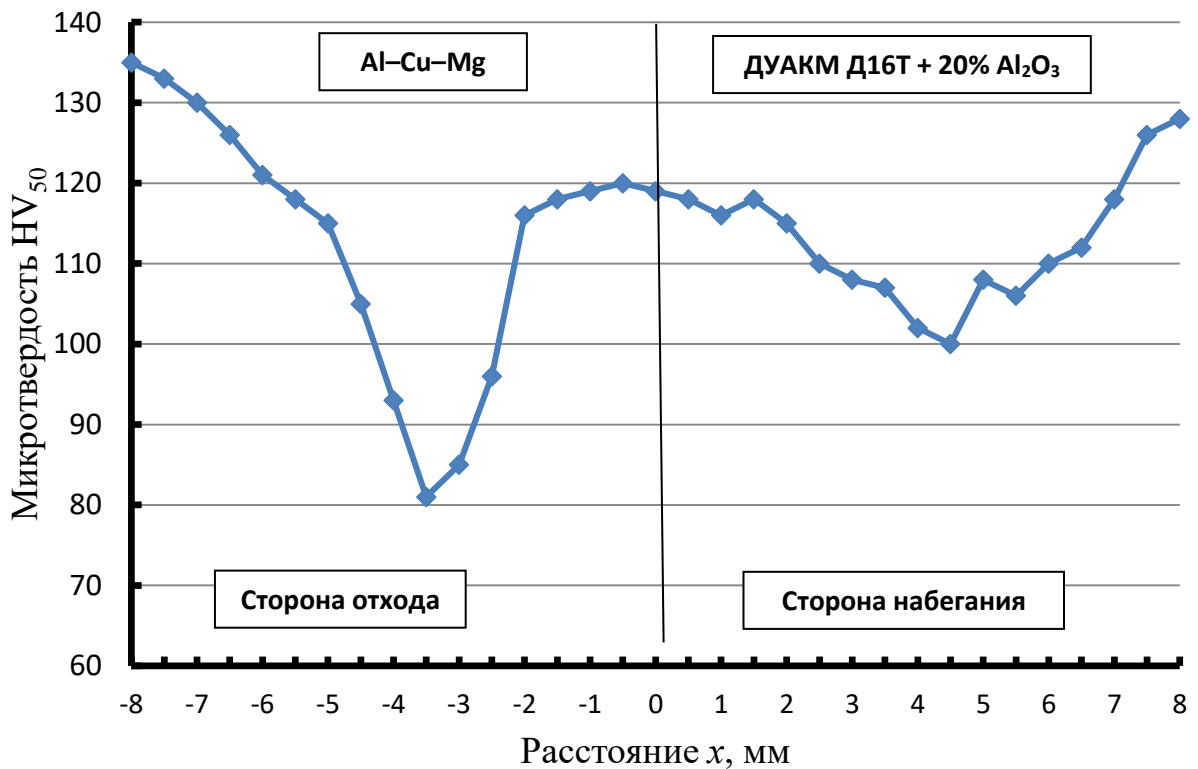


Рисунок 5.5 – Распределение микротвердости в сварном соединении сплава системы Al–Cu–Mg с ДУАКМ Д16Т + 20% Al₂O₃

Анализ особенностей структуры сварного шва показал, что она представляет собой чередование слоев материала примерно одинаковой толщины (0,3–0,5 мкм), ориентированных в направлении приложенной деформации. На рисунке 5.6 (а, б) хорошо различимы элементы слоистой или «луковичной» структуры, полученной при сварке трением с перемешиванием.

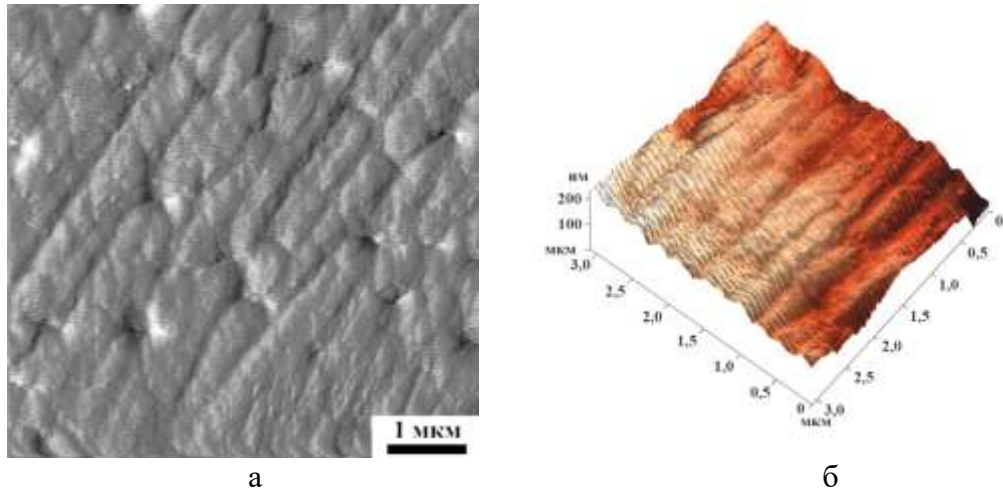
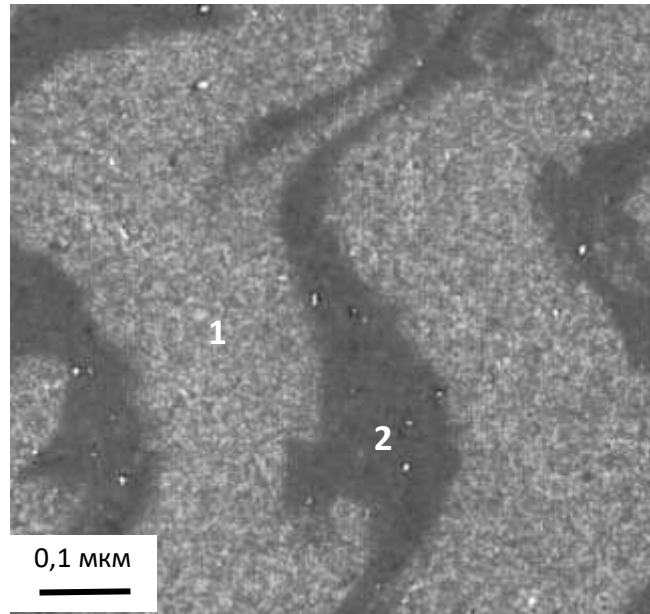


Рисунок 5.6 – Слоистая структура сварного шва сплава системы Al–Cu–Mg с ДУАКМ Д16Т + 20% Al₂O₃ полученная с помощью атомно-силовой микроскопии

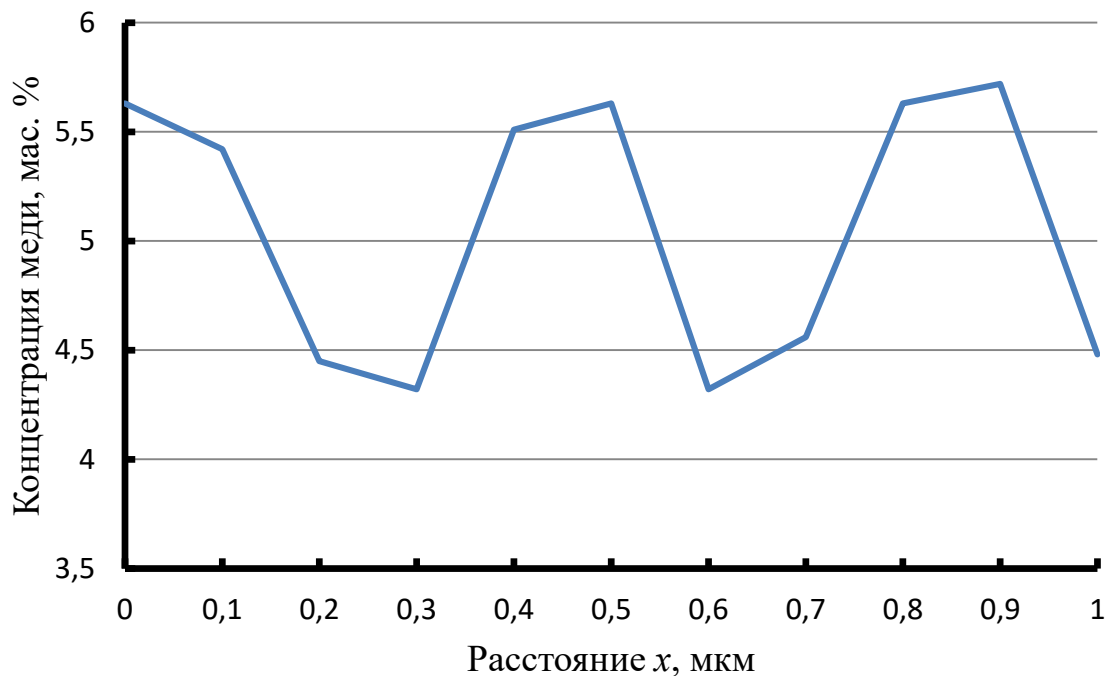
Механизм образования слоистой структуры так же, как и при трении скольжения, тесно связан с градиентом температуры в поверхностном слое деформируемого материала и может быть рассмотрен на основе представлений о вихревом характере пластического течения [134, 135]. В работах [134, 136–140] было показано, что такие структуры образуются при трении скольжения в результате конкуренции двух процессов – разупрочнения при фрикционном нагреве и упрочнения, вызванного пластическим деформированием. Особенностью данного процесса является его периодический характер.

В рамках диссертационной работы был проведен анализ изменения химического состава сварного шва соединения сплава системы Al–Cu–Mg с ДУАКМ Д16Т + 20% Al₂O₃ вдоль направления сварки. Результаты исследования показали, что в продольном сечении сварного шва наблюдается

четкое чередование полос каждого из соединяемых материалов, ширина которых составляет 0,15–0,4 мкм и определяется частотой вращения рабочего инструмента (рисунок 5.7, а). На представленной рентгеновской карте сварного шва отчетливо видно наличие резкого перехода между полосами соединяемых материалов.



а



б

Рисунок 5.7 – Траки меди на рентгеновской карте (а) металла шва ДУАКМ Д16Т + 20% Al₂O₃ (1) и сплава системы Al–Cu–Mg (2) и кривые изменения концентрации меди в шве (б)

Определение концентрации меди с помощью сканирующего электронного микроскопа на границе соседних слоев показало, что наблюдается четкая граница между соседними полосами с ограниченной диффузией элементов между полосами (рисунок 7, б). В процессе анализа не удалось установить области с промежуточными химическим составом.

Результаты испытаний сварных соединений исследуемых материалов на малоцикловую усталость показали, что предел выносливости на базе 10^7 , циклов составил 71 МПа. В таблице 5.7 представлены результаты испытаний на малоцикловую усталость различных вариантов образцов.

Таблица 5.7 – Результаты испытаний основного материала и сварных соединений сплава системы Al–Cu–Mg и ДУКМ Д16Т + 20% Al₂O₃ на малоцикловую усталость

Сплав, состояние термической обработки	Вид образца	Предел выносливости на базе 10^7 , циклов, ($R = -1, P = 50\%$) МПа	Место начала разрушения
Al–Cu–Mg	Лист 6 мм, основной металл	115	Край боковой поверхности образца
ДУАКМ Д16Т + 20% Al ₂ O ₃	Лист 6 мм, Основной металл	110	Край боковой поверхности образца
Al–Cu–Mg	Лист 6 мм, сварное соединении (СТП)	95	С лицевой поверхности от бороздок и далее распространяется по зоне термического влияния
ДУАКМ Д16Т + 20% Al ₂ O ₃	Лист 6 мм, сварное соединении (СТП)	68	С лицевой поверхности от бороздок и далее распространяется по зоне термического влияния
Al–Cu–Mg + ДУАКМ Д16Т + 20% Al ₂ O ₃	Лист 6 мм, сварное соединении (СТП)	77	С лицевой поверхности от бороздок и далее распространяется по зоне термического влияния

При испытаниях на малоцикловую усталость разрушение образца основного металла начинается от края боковой кромки плоского образца.

На микроструктуре соединения сплава системы Al–Cu–Mg + ДУАКМ Д16Т + 20% Al₂O₃ видно, что усталостная трещина возникает от рисок на поверхности шва и далее распространяется через зону термомеханического воздействия и зону термического влияния [141–143].

Рельеф поверхности излома соответствует и согласуется с описанным выше характером трещины: на рисунок 5.8, а (начало трещины) на фоне достаточно однородной поверхности разрушения, имеющей в своем строении фасетки, в непосредственной близости к уступу на трещине отчетливо видны так называемые ступеньки (элемент микрорельефа излома) – (светлые области) вблизи уступа на трещине. Ступеньки микрорельефа выражены тем ярче, чем больше высота уступа. Проявляется многоочаговый механизм зарождения усталостной трещины.

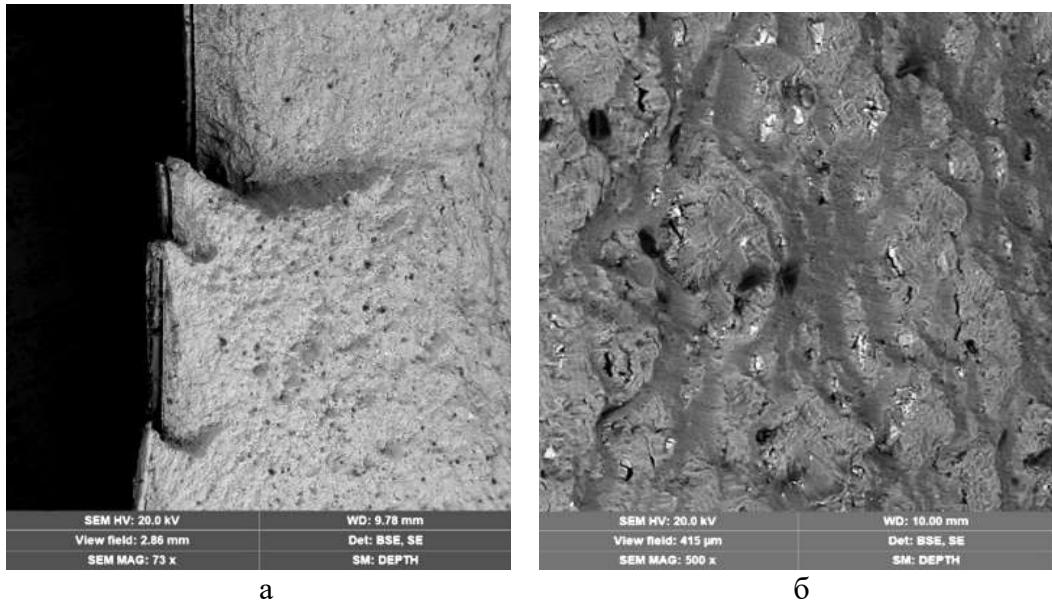


Рисунок 5.8 – Усталостное разрушение соединения сплава системы Al–Cu–Mg с ДУАКМ Д16Т + 20% Al₂O₃:
а – многоочаговый характер зарождения усталостной трещины; б – рыхлота в зоне долома

По характеру поверхности излома можно сделать вывод о смешанном механизме разрушения данных образцов: достаточно выраженная квазихрупкая составляющая, проявляющаяся в наличии ступенчатого

рельефа (ручьистый узор) внутри фасеток квазискола в зоне распространения трещины и ямки как проявление пластического течения металла в зоне долома. Также в зоне долома наблюдаются особенности контраста, связанные, по-видимому, с расслоением и образованием рыхлот (рисунок 5.8, б).

Эксперименты показали, что образцы сварных соединений исследуемых материалов с повышенной шероховатостью поверхности разрушаются при меньших значениях предела выносливости. Шероховатость лицевой поверхности шва можно регулировать за счет выбора соотношения скорости сварки и частоты вращения рабочего инструмента, а также за счет механической зачистки лицевой поверхности шва после сварки.

Металлографические исследования показали, что очагами разрушения образцов сварных соединений сплава системы Al–Cu–Mg с ДУАКМ Д16Т + 20% Al₂O₃ при испытаниях на малоцикловую усталость являются поверхностные несовершенства сварного шва типа ямок и грубой поверхности (рисунок 9). Результаты испытаний показали, что при шероховатости поверхности шва $R_z > 70$ мкм наблюдается многоочаговый характер разрушения (рисунок 10, а), а при значении шероховатости поверхности $R_z < 50$ мкм – одноочаговый (рисунок 10, б). Во втором случае наблюдается более вязкий излом.

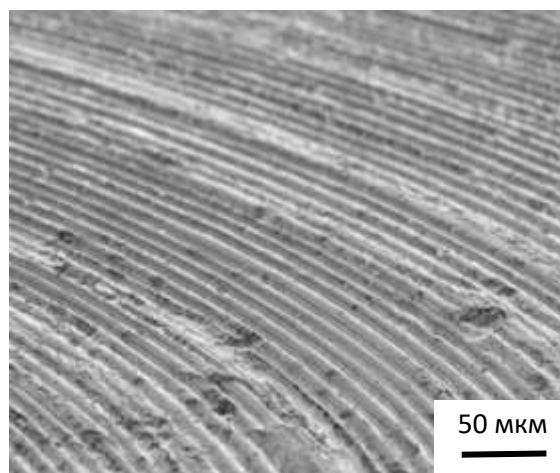


Рисунок 5.9 – Периодический рельеф и ямки на поверхности шва исследуемых материалов в разнородном сочетании

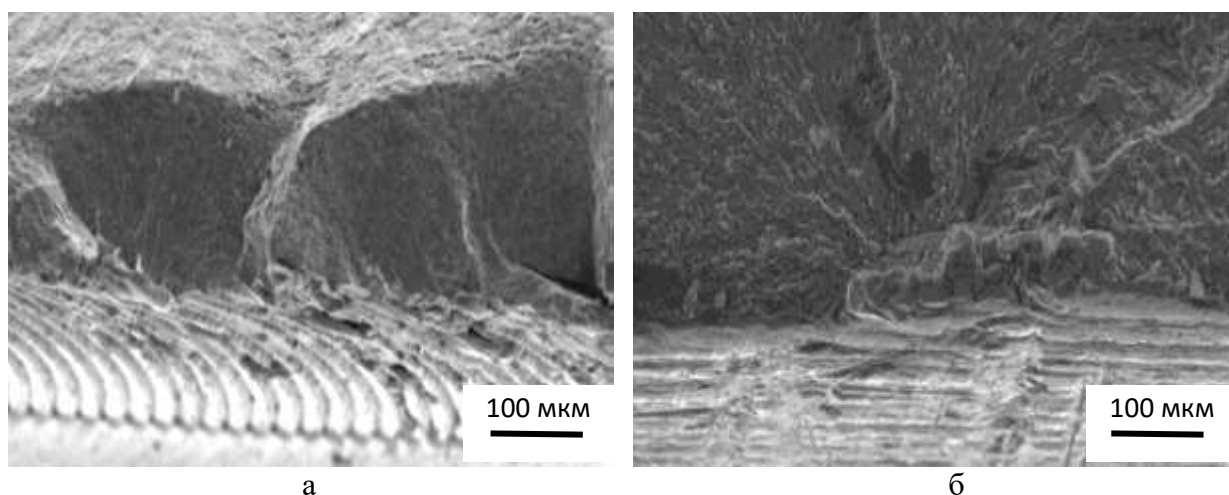


Рисунок 5.10 – Многоочаговый (а) и одноочаговый (б) характер разрушения сварного соединения сплава системы Al–Cu–Mg с ДУАКМ Д16Т + 20% Al₂O₃ после испытаний на МЦУ

С уменьшением величины шероховатости поверхности шва прослеживается устойчивая тенденция к повышению предела выносливости (таблица 5.8).

Таблица 8 – Результаты испытаний сварных соединений сплава системы Al–Cu–Mg и ДУАКМ Д16Т + 20% Al₂O₃ на малоцикловую усталость с различной шероховатостью поверхности

Шероховатость поверхности шва Rz, мкм	Предел выносливости на базе 10 ⁷ , циклов, (R = -1, P=50%), МПа
30	86
40	84
50	79
60	77
70	72
110	61

5.2. Инородные металлические включения в швах ДУАКМ, выполненных сваркой трением с перемешиванием

При рентгеновском контроле сварных соединений, выполненных СТП, периодически выявляются дефекты в виде несплошностей, несплавлений,

непроваров, полостей и следа от стыкуемых поверхностей. В то же время, обнаруживаемые в процессе рентгеновского контроля инородные металлические включения также могут снижать прочность сварного соединения, выступая в качестве концентраторов напряжений и очагов зарождения трещин, особенно при циклических нагрузках на соединение [144].

Анализ условий формирования стыковых соединений при СТП алюминиевых сплавов показывает, что источником упомянутых металлических включений может являться рабочий инструмент. Комбинация достаточно высоких температур нагрева (480–550 °С) и сильной пластической деформации в зоне перемешивания способствует сильной адгезии алюминиевого сплава к поверхности стального инструмента. Прочность адгезионной связи между слоем переноса и стальным инструментом наряду с контактной длиной будет определять при этом возможность обратного переноса слоя в шов. Кроме того, это может влиять на износостойкость самого инструмента.

Процессы разрушения инструмента могут усиливаться переменными нагрузками, которые воздействуют на него со стороны набегающего нагретого основного металла свариваемых заготовок.

Целью проводимых исследований являлось изучения механизма образования инородных металлических включений за счет разрушения стального рабочего инструмента при СТП стыковых соединений алюминиевых сплавов.

В качестве материала для сварки трением с перемешиванием применяли пластины из термически неупрочняемого деформируемого сплава 1565ч системы Al–Mg в отожженном состоянии. Использовались пластины толщиной 8 мм. Помимо сплава 1565чМ в данном исследовании использовались также пластины из дисперсно-упрочненного композиционного материала на основе матрицы из сплава 1565чМ с упрочнением керамическими частицами SiC при их объемном содержании в

материале 20%. Механические свойства исследуемых материалов представлены в таблица 5.9.

Таблица 5.9 – Механические свойства исследуемых материалов

Материал	Временное сопротивление σ_B , МПа	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %
1565чМ	359	212	18,3
1565чМ + 20% SiC	426	377	3,5

Основной метод исследования в данной работе – экспериментальный, предусматривающий анализ состояния инструмента в процессе сварки, анализ качества сварных соединений, сравнение результатов экспериментов.

Для отработки режимов СТП исследуемых сплавов, спроектированы и изготовлены макетные образцы инструментов, состоящие из хвостовика, штифта и прижимного бурта. Инструмент СТП со штифтом в виде усеченного конуса с резьбовой канавкой и с тремя лысками под 120° , обеспечивает высокую механическую прочность инструмента в процессе сварки и внедрения. Прижимной бурт – плоский с поднутрением 3° , обеспечивает направление свариваемого материала к корню шва. Цилиндрический хвостовик диаметром 16 мм для зажима в цанговом патроне (рисунок 5.11).



Рисунок 5.11 – Рабочий инструмент для сварки стыковых соединений сплава 1565чМ толщиной 8 мм

Режим 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 5.10).

Таблица 5.10 – Режимы СТП исследуемых сплавов

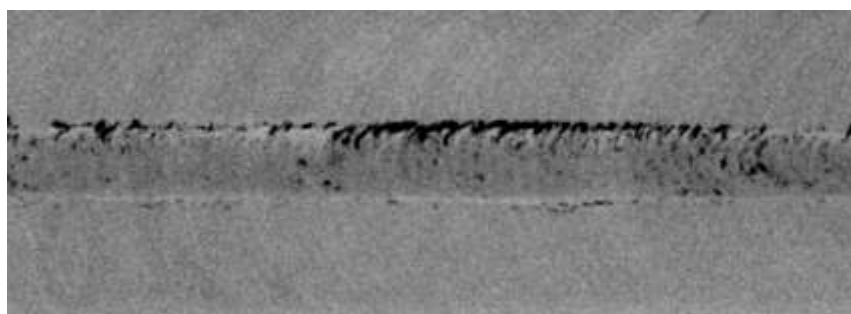
Марка сплава	Частота вращения инструмента ω , об/мин	Скорость подачи инструмента (скорость сварки) $V_{св}$, мм/мин	Угол наклона инструмента в плоскости свариваемых кромок α , град.	Усилие прижатия инструмента, Р, кг
1565чМ	850	180–200	3–4	2000–2100
1565чМ + 20% SiC	1000	130–150	2–3	2700–2900

Для исследования состава инородных металлических включений в швах, а также поверхностных слоев инструмента, применяли сканирующий растровый электронный микроскоп "Karl Zeiss" evo-50 с приставкой для определения содержания легирующих элементов.

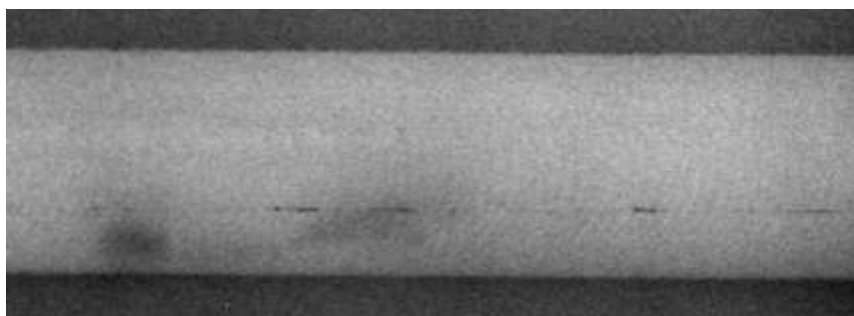
В данной работе изучению подвергались участки сварного шва, в которых рентгеновским просвечиванием было установлено наличие инородных включений, а также поперечные сечения рабочих инструментов, с помощью которых была выполнена сварка 1000 м шва и более.

В результате анализа результатов рентгеновского контроля соединений, полученных в процессе экспериментов, были установлены два типа инородных металлических включений.

Включения первого типа, как правило, располагаются вдоль линии стыка (ось шва) (рисунок 5.12, а). Кроме инородных металлических включений на исследованных образцах было установлено наличие значительной выпуклости корневой части шва, повторяющей профиль и геометрические размеры канавки в формирующей подкладке.



а



б

Рисунок 5.12 – Рентгенограммы сварных швов сплава 1565чМ, полученных сваркой трением с перемешиванием:

а – инородное металлическое включение первого типа; б – инородное металлическое включение второго типа

Образование инородных металлических включений данного типа происходит при проникновении штифта рабочего инструмента на всю толщину свариваемой заготовки и касанием штифта поверхности формирующей подкладки. В этом случае наблюдается образование стихийной пары трения штифта рабочего инструмента и формирующей подкладки, сопровождающееся резким повышением температуры нагрева инструмента и слоя металла заготовки вокруг него.

Химический анализ образовавшихся частиц металлических включений показал, что в указанных частицах содержится 17,3% хрома, 9,25 никеля и примерно 70% железа (при изготовлении подкладки из стали 12Х18Н10Т).

Образование инородных металлических включений второго рода связано с длительным использованием инструмента для сварки и образованием на его поверхности переходного слоя в результате интенсивного деформационного и диффузионного взаимодействия материала

инструмента и материала свариваемых заготовок. Такого типа включения располагаются вдоль линии на отступающей части шва в виде мелких частиц (рисунок 5.12, б).

Анализ поверхности инструмента, который длительно эксплуатируется для выполнения швов, показывает, что на его поверхности присутствует переходный слой, который обладает высокой адгезией к поверхности инструмента (рисунок 5.13).



Рисунок 5.13 – Налипание материала заготовки на рабочую часть инструмента при сварке трением с перемешиванием

Поперечное сечение инструмента, использованного для сварки пластин сплава 1565чМ, представлено на рисунок 5.14.

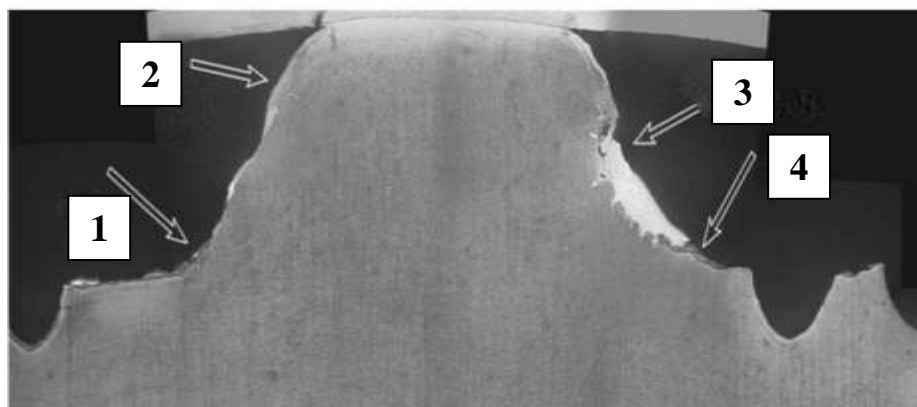


Рисунок 5.14 – Поперечное сечение рабочей части инструмента для СТП:
1 – участок отрыва материала заготовки; 2 – участок адгезии материала заготовки и материала инструмента; 3 – толстый слой налипшего материала заготовки; 4 – участок переходного слоя

На поверхности штифта рабочего инструмента можно выделить несколько участков с различной интенсивностью адгезии материала свариваемых заготовок. Так на участке 1 (рисунок 5.14) присутствует растрескивание поверхности инструмента и нет существенного объема налипшего металла заготовки.

На участке 2 присутствует тонкий слой материала свариваемой заготовки, который налип на штифт рабочего инструмента. На участке 3 такой слой обладает весьма значительным объемом налипшего металла заготовки.

На участке 4 за счет диффузии алюминия в металл штифта и встречной диффузии железа в материал заготовки наблюдается формирование переходного слоя с изменяющейся концентрацией алюминия и железа.

Для более подробного изучения переходного слоя между металлом инструмента и слоем свариваемого материала исследовалась рабочая поверхность инструментов после сварки трением с перемешиванием изготовленных из разных сталей. В результате исследования фрагментов инструментов из стали ШХ15 (образец 1) и стали P18 (образец 2) оказалось, что практически на всей рабочей поверхности инструмента из стали ШХ15 присутствует слой переноса, состоящий из компонентов алюминиевого сплава.

Между слоем переноса и поверхностью стали существует тонкий переходной слой, контраст которого отличается от контраста слоя переноса и стальной основы. На большей части поверхности этот слой имеет протяженную плавную границу со стальной основой. На образующей поверхности штифта инструмента наблюдаются внедрения в виде языков, направленных в тело инструмента (рисунок 5.15, *а*). На торцевой поверхности заплечика инструмента наблюдаются слоистые структуры, свидетельствующие о локальной интенсивной пластической деформации (рисунок 5.15, *б*).

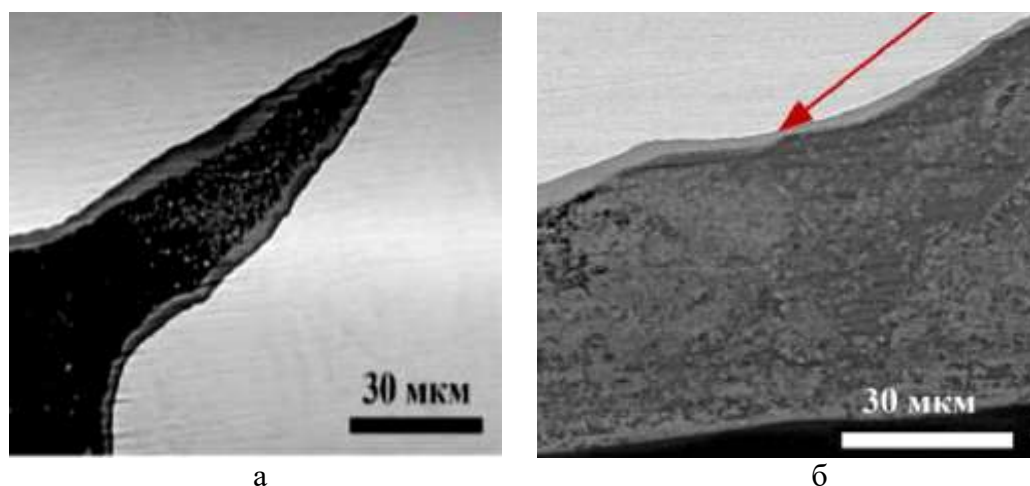


Рисунок 5.15 – Микроструктура дефектов на поверхности инструмента из стали ШХ15 в виде языков (а) и слоистых структур (б)

На рабочей поверхности образца из стали P18 также присутствуют все виды отмеченных дефектов. Слой с плавной границей на основной части поверхности, языки на образующей поверхности штифта инструмента и следы деформации в виде трещин. Среди трещин наблюдались трещины, заполненные веществом серого цвета.

Был исследован химический состав слоя переноса (вещество серого цвета), результаты которого показали, что он состоит из компонентов как самого свариваемого сплава, так и компонентов материала инструмента (таблица 5.11).

Таблица 5.11 – Химический состав слоя переноса на поверхности рабочего инструмента из стали P18 вблизи его поверхности

Содержание элементов, ат. %							
Al	Mg	Si	W	Cr	Fe	Mn	Zn
64,46	1,23	1,72	1,34	0,51	23,62	0,37	0,85

Количественное соотношение компонентов в слое переноса определяется расположением зоны анализа, что позволяет связать его состав с температурными и динамическими условиями перемешивания при СТП.

По мере приближения от слоя переноса к поверхности инструмента можно отметить, что на его поверхности сформировался тонкий переходный слой, который состоит, преимущественно, из алюминия и железа. Скорее

всего данный переходный слой сформирован интерметаллидом по составу близким к FeAl_3 . По-видимому, этим металлидом заполнены и языки, уходящие вглубь поверхности рабочего инструмента.

Образование интерметаллида можно связать с диффузионным механизмом изнашивания инструмента в условиях термического цикла сварки трением с перемешиванием.

В рамках данной работы были проведено измерение нанотвердости в зоне проникновения языков интерметаллидов вглубь трещин в поверхности рабочего инструмента. Ввиду небольшой толщины интерметаллидного слоя использовался метод наноиндентирования по методу Оливера-Фарра.

Самые высокие значения нанотвердости были получены в интерметаллидном слое на расстоянии 0,9–1,8 мкм от поверхности рабочего инструмента. Нанотвердость интерметаллидного слоя составила 16,3–18,1 ГПа.

На основании результатов металлографических исследований можно предположить, что плавный интерметаллидный слой (рисунок 5.15, б) формируется в результате протекания процессов объемной диффузии железа из инструмента в слой переноса свариваемого металла при температуре в зоне перемешивания в диапазоне 480–600°C.

Границы диффузионных зон в виде языков, по-видимому, формируются в результате интенсивной диффузии по границам зерен материала рабочего инструмента для СТП. Появление трещин и следов интенсивной пластической деформации на поверхности штыря рабочего инструмента в результате более высокой температуры нагрева в процессе трения по сравнению с материалом свариваемых сплавов способствует диффузии алюминия вдоль этих трещин.

Необходимо отметить, что зоны диффузии в виде языков проникновения свариваемого сплава в материал рабочего инструмента располагаются на поверхности штыря инструмента в области действия максимальных напряжений между инструментом и свариваемым сплавом.

Дополнительная активация диффузии по границам зерен и микротрещинам осуществляется под действием механических напряжений, что создает неустойчивый фронт диффузии и образованию языков проникновения интерметаллида.

Наличие интерметаллидного на основе железа и алюминия существенно влияет на прочность материала рабочего инструмента под действием сдвиговых нагрузок при нагреве в диапазоне 600–630 °С [144, 145]. Предел прочности снижался с 70 до 20 МПа. Дополнительно отрицательное влияние интерметаллидного слоя обусловлено различием в коэффициентах термического расширения между интерметаллидным слоем и поверхностью инструмента.

Разрушение инструмента в процессе сварки происходит за счет микровыкрашивания. Микровыкрашивание интерметаллида усиливается под действием переменных пульсирующих нагрузок, действующих на инструмент со стороны свариваемого материала (рисунок 5.16).



Рисунок 5.16 – Изменение сопротивления движению инструмента при СТП пластин сплава 1565чМ толщиной 8 мм

Таким образом, можно заключить, что налипание алюминия на стальную поверхность рабочего инструмента в процессе сварки трением с перемешиванием оказывает существенное влияние на инструмент. Формирующийся интерметаллидный слой при повышенной температуре и напряжениях в зоне перемешивания приводит к охрупчиванию инструмента, выкрашиванию его фрагментов и образованию за счет их инородных металлических включений в металле шва.

В данном исследовании было изучено влияние прочности и структуры алюминиевых сплавов, подвергаемых сварке трением с перемешиванием на износ рабочего инструмента. Для этого выполнялась сварка пластин толщиной 8 мм с наработкой инструмента до суммарной длины выполненного шва 50 м. Затем после сварки регламентированной длины шва производилась очистка инструмента путем его травления в растворе щелочи. После травления производились замеры диаметра штыря инструмента в его сечении на уровне половины длины. Полученные результаты представлены в таблице 5.12.

Таблица 5.12 – Изменение диаметра штыря инструмента при СТП различных алюминиевых сплавов

Свариваемый материал		Характеристики инструмента		
Марка сплава	Временное сопротивление σ_B , МПа	Исходный диаметр штыря на уровне половины его длины, мм	Диаметр штыря на уровне половины его длины после сварки 50 м шва, мм	Толщина унесенного слоя с поверхности штыря, мм
1565чМ	359	7,1056	6,9668	0,0694
Д16Т	440	7,1034	6,9108	0,0963
1151Т	463	7,1028	6,9108	0,0997
В1469	560	7,1030	6,8942	0,1044
1565чМ + 20% SiC	426	7,1022	6,8832	0,1095

Полученные результаты позволяют заключить, что наблюдается тенденция к увеличению износа штыря инструмента СТП с ростом временного сопротивления свариваемого алюминиевого сплава. Так толщина унесенного слоя с поверхности штыря инструмента увеличилась с 0,0694 мм (для сплава 1565чМ) до 0,1044 мм (для сплава В1469). В тоже самое время обращает на себя внимание аномально высокий износ инструмента при сварке дисперсно-упрочненного керамическими частицами SiC материала на основе матрицы из сплава 1565чМ. Данный материал по значению временного сопротивления (426 МПа) уступает сплавам Д16Т, 1151Т и В1469. В данном случае аномально высокий износ инструмента можно связать с абразивным воздействием на него упрочняющих частиц SiC. Такой абразивный износ вызывает рост интенсивности износа инструмента в сочетании с влиянием интерметаллидного слоя, формирующегося в процессе сварки.

Выводы к главе 5

1. Установлена возможность получения качественных бездефектных соединений пластин сплава системы Al–Cu–Mg и дисперсно-упрочненного алюмоматричного композиционного материала на основе матрицы из сплава Д16Т, упрочненной частицами оксида алюминия Al_2O_3 с объемной долей 20%, толщиной 6 мм.

2. Показано, что коэффициент прочности сварных соединений сплава системы Al–Cu–Mg с ДУАКМ Д16Т + 20% Al_2O_3 составил 0,82–0,83. При этом коэффициент прочности металла зоны перемешивания превосходит по величине коэффициент прочности сварного соединения.

3. Разрушение соединений при испытаниях происходит по зоне термического влияния материала, расположенного со стороны отхода рабочего инструмента. Поэтому при сварке стыковых соединений алюминиевых сплавов в разноименном сочетании со стороны отхода

рабочего инструмента следует располагать сплав, обеспечивающий формирование бездефектного соединения в более широком диапазоне параметров режима.

4. Анализ особенностей структуры сварного шва свариваемых материалов в разноименном сочетании показал, что она представляет собой чередование слоев материала примерно одинаковой толщины (0,3–0,5 мкм), ориентированных в направлении приложенной деформации.

5. Исследование изменения химического состава металла шва вдоль направления сварки по концентрации меди с помощью сканирующего электронного микроскопа на границе соседних слоев показало, что наблюдается четкая граница между соседними полосами с ограниченной диффузией элементов между полосами. В процессе анализа не удалось установить области с промежуточными химическим составом.

6. Результаты испытаний сварных соединений исследуемых материалов на малоцикловую усталость показали, что предел выносливости на базе 10^7 циклов составил 71 МПа. Усталостная трещина возникает от рисок на поверхности шва и далее распространяется через зону термомеханического воздействия и зону термического влияния.

7. Показано, что при шероховатости поверхности шва $R_z > 70$ мкм наблюдается многоочаговый характер разрушения, а при значении шероховатости поверхности $R_z < 50$ мкм – одноочаговый. Во втором случае наблюдается более вязкий излом.

8. Установлено, что инородные металлические включения в швах алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием, можно подразделить на два типа: первый тип – располагающиеся вдоль линии стыка (ось шва); второй тип – располагающиеся вдоль линии на отступающей части шва в виде мелких частиц.

9. Выявлено, что адгезионное взаимодействие между свариваемым металлом и инструментом может привести к диффузии и образованию хрупкого интерметаллидного слоя в стальном инструменте. Немаловажным

фактором является то, что диффузия элементов в налипшем слое может усиливаться за счет механических напряжений, развиваемых в зоне перемешивания за счет сопротивления металла усилию продвижения инструмента.

10. Показано, что износ инструмента при сварке трением повышается с ростом временного сопротивления свариваемого металла и наличием в его структуре упрочняющих керамических частиц.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Определена область диапазонов значений параметра подачи на один оборот рабочего инструмента при сварке трением с перемешиванием дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов в зависимости от объемной доли упрочняющих частиц Al_2O_3 и SiC в материале. Показано, что с увеличением объемной доли упрочняющих частиц в дисперсно-упрочненном материале диапазон изменения значений подачи на один оборот инструмента, при котором формируется соединение без дефектов существенно сужается и для ДУАКМ Д16Т + 20% Al_2O_3 от составляет 0,03–0,11 мм/об.

2. Установлено, что рабочий диапазон подачи на один оборот инструмента при упрочнении материала частицами SiC уже на 22–28% по сравнению с рабочим диапазоном материала, упрочненного частицами Al_2O_3 при одинаковой объемной доле упрочняющих частиц в алюминиевой матрице.

3. Разработаны математические модели зависимостей временного сопротивления и шероховатости соединений дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов, которые позволили определить области режимов сварки трением с перемешиванием (в координатах частота вращения инструмента ω , скорость сварки v), обеспечивающие высокие прочностные и ресурсные характеристики сварных соединений.

4. Сварные соединения ДУАКМ, упрочненные частицами SiC, обладают более высокими значениями прочности (примерно на 6–8%) по сравнению с соединениями материала, упрочненного частицами Al_2O_3 , при одинаковой объемной доле упрочняющих частиц. При этом временное сопротивление металла шва превосходит по своим значениям временное сопротивление соединения в целом.

5. Разрушение сварных соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием, как алюминиевых сплавов 1565чМ и Д16АТ, так и дисперсно-упрочненных композиционных материалов на их основе, происходит по зоне термомеханического воздействия соединения со стороны отхода рабочего инструмента.

6. Показано, что разрушение сварных соединений при воздействии циклических нагрузок ДУАКМ инициируется с лицевой поверхности шва, поэтому ее шероховатость значительно влияет на уровень характеристик усталости. Фрактографический анализ образцов после испытаний показал, что наблюдается переход от многоочагового характера разрушения к одноочаговому при $Rz \leq 70$ мкм.

7. Установлено, что благодаря формированию швов в твердой фазе процесс СТП позволяет получать качественные неразъемные соединения упрочненных оксидными частицами алюмоматричных композиционных материалов, без изменения их фазово-структурного состояния. При СТП ДУАКМ диссоциации армирующих частиц не происходит, а их дисперсность и равномерность распределения в металле шва сохраняются на уровне основного материала.

8. Испытания на растяжение при повышенных температурах показали, что ДУАКМ и его соединения, полученные сваркой трением с перемешиванием, не проявляют склонность к сверхпластичности при повышенных температурах в отличие от матричного сплава Д16Т и его соединений.

9. Показано, что износ рабочего инструмента при сварке трением ДУАКМ усиливается с увеличением временного сопротивления свариваемого материала и ростом объемной доли упрочняющих керамических частиц в нем. Адгезионное взаимодействие между свариваемым металлом и инструментом может привести к диффузии и образованию хрупкого интерметаллидного слоя в стальном инструменте. Немаловажным фактором является то, что диффузия элементов в налипшем

слое может усиливаться за счет механических напряжений, развиваемых в зоне перемешивания за счет сопротивления металла усилию продвижения инструмента.

10. Эффективной мерой повышения скорости сварки ДУАКМ при сохранении высокого уровня механических свойств и снижением интенсивности износа рабочего инструмента является применение сопутствующего подогрева до 100–125 °С соединяемых заготовок в процессе сварки.

11. Подготовлены технологические рекомендации по сварке трением с перемешиванием стыковых соединений дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалы на основе сплавов 1565ч и Д16Т.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сафин В.Н. Композиционные материалы [Текст лекций] – Челябинск: Издательский центр ЮУрГУ, 2010.
2. Степанова М.Г., Лекаренко Е.М., Саруль Л.А. и др. – В кн.: Теплопрочный материал из спеченной алюминиевой пудры (САП). / Под ред. Фридляндера И.Н., Матвеева Б.И. – М.: Оборонгиз, 1961. – С.17–21.
3. Алюминиевые сплавы. Вып. 5 / Под ред. Фридляндера И.Н. – М.: Металлургия, 1967. – 198 с.
4. Промышленные алюминиевые сплавы: Справ. изд. // Алиева С.Г., Альтман М.Б., Амбарцумян С.М. и др. 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1984. – 528 с.
5. Surappa, M. K. Aluminium matrix composites: Challenges and opportunities / M. K. Surappa // Sadhana. – 2003. - v. 28, February/April, parts 1&2. - p. 319–334.
6. Промышленные деформируемые, спеченные и литейные алюминиевые сплавы / под ред. Ф.И. Квасова и И.Н. Фридляндера. – М.: Металлургия, 1972. – 552 с.
7. Фридляндер, И.Н. Порошковые алюминиевые сплавы / И.Н. Фридляндер, М.Г. Степанова, Б.И. Матвеев. // МиТОМ. – 1982. - № 8. – с. 8 – 12.
8. Матвеев, Б.И. Жаропрочные порошковые алюминиевые сплавы / Б.И. Матвеев, М.Г. Степанова, В.Д. Балдин, Б.С. Родченков. // МиТОМ. – 1981. – № 6. – с. 10 – 16.
9. Добаткин, В.И. Быстрозакристаллизованные алюминиевые сплавы / В.И. Добаткин, В.И. Елагин, В.М. Федоров. – М.: ВИЛС, 1995. – 341 с.
10. Луц, А.Р. Алюминиевые композиционные сплавы – сплавы будущего. / А.Р. Луц, И.А. Галочкина. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2013. – 82 с.
11. Dinesh K., Properties and characterization of Al – Al₂O₃ composites processed by casting and powder metallurgy routes (review) / K. Dinesh, A. Geeta, P. Rajesh // Intern. Jour. of latest trends in engineering and technology.- 2013. - v.2. - issue 4 july. - p. 486 – 496.
12. Кузмич, Ю.В. Механическое легирование / Ю.В. Кузмич, И.Г. Колесникова, В.И. Серба, Б.М. Фрейдин. – Апатиты: Изд-во Кольского научного центра РАН, 2004. – 179 с.
13. Семенов, Б.И. Освоение композитов – путь к новому уровню качества материалов и отливок / Б.И. Семенов // Литейное производство. – 2000. – №8. – С. 6-9.
14. Найдек, В.Л. Новые нетрадиционные материалы – основа современной наукоемкой техники / В.Л. Найдек, С.С. Затуловский, А.С. Затуловский // Металлургия машиностроения. - 2005. - №6. – С.18-28.

15. *Косников, Г.А.* Литейные наноструктурные композиционные алюмоматричные сплавы / Г.А. Косников, В.А. Баранов, С.Ю. Петрович, А.В. Калмыков // Литейное производство. – 2012. – №2. – С.4-9.
16. *Прусов, Е.С.* Перспективы применения алюмоматричных композиционных сплавов в машиностроении / Е.С. Прусов, А.А. Панфилов, В.А. Кечин // Литейщик России. – 2012. – №9. – с. 16 – 19.
17. *Mula, S.* On structure and mechanical properties of ultrasonically cast Al – 2% Al₂O₃ nanocomposite / S. Mula, P. Padhi, S.C. Panigrahi, S.K. Pabi, S. Ghosh // Mater. Research Bulletin. – 2009. – v.44. - P. 154 – 160.
18. *Долматов, А.В.* Карбидообразование при кавитационном воздействии на расплавы Al - Ti для получения композитов / А.В. Долматов, Э.А. Пастухов, Н.А. Ватолин, Э.А. Попова, Л.Е. Бодрова, А.В. Киселев // Технология металлов. – 2004. – № 10. – С. 24–26.
19. Плазменные процессы в металлургии и технологии неорганических материалов / Сб. науч. трудов. – М.: Наука. – 1973.– 258 с.
20. *Найдек, В.Л.* Повышение качества отливок из алюминиевых и медных сплавов плазмореагентной обработкой их расплавов / В.Л. Найдек, А.В. Наривский // Киев: Наукова Думка. – 2008. – 183 с.
21. *Знаменский, Л. И.* Подготовка лигатур в электроимпульсном поле / Л. И. Знаменский, О.И. Ивочкина // Технический альманах. – 2005.– № 4. – С.83-85.
22. *Ри, Э.Х.* Влияние облучения жидкой фазы наносекундными электромагнитными импульсами на ее строение, процессы кристаллизации, структурообразования и свойства литейных сплавов / Э.Х. Ри, Хосен Ри, С.В. Дорофеев, В.И. Якимов // Владивосток: Дальнаука. – 2008. – 177 с.
23. *Глуценков, В.А.* О воздействии импульсных магнитных полей на расплавы / В.А. Глуценков, Д.Г. Черников, В.И. Никитин, К.В. Никитин // Металлургия машиностроения. – 2012. – № 4. – С. 47-50.
24. *Грабовый, В.М.* Выбор технологии электрогидроимпульсной подготовки расплава к заливке / В.М. Грабовый // Металлургия машиностроения. – 2009. – № 1. – С. 29-34.
25. *Никитин, К.В.* Влияние структуры лигатур AlSi30 и AlNi30, полученных с применением комбинированной обработки, на свойства сплава АК10М2Н / К.В. Никитин, А.А. Паркин, С.С. Жаткин, Д.А. Мулендеев // Литейщик России. – 2012. – № 9. – С. 14–16.
26. *Черный, А.А.* Композиционные материалы в технике и перспективы их получения / А.А. Черный, В.А. Черный. – Пенза: изд-во пенз. гос. ун-та, 2007. – 60 с.
27. Патент № 4627959 (США). Production of mechanically alloyed powder, опубл. 18.06.1985.

28. *Фрейдin, Б.М.* Получение композиций на основе алюминия методом механического легирования / Б.М. Фрейдin, Ю.В. Кузьмич, И.Г. Колесникова, В.И. Сербa, С.Г. Хаютин // Цветные металлы. – 2000. - № 10. – С. 70 – 74.
29. *Фрейдin, Б.М.* Разработка новых композиционных материалов на основе алюминия для защиты от нейтронного излучения / Б.М. Фрейдin, Ю.В. Кузьмич, В.Э. Лейф, И.Г. Колесникова, В.И. Сербa // Металлы. – 1999. – № 6.- С. 40 -43.
30. Патент № 2113941 (РФ). Способ получения легированного порошка на основе алюминия, опубл. в Б.И. № 18, 1998.
31. *Фрейдin, Б.М.* Получение структур, активно поглощающих тепловые нейтроны, методом механического легирования / Б.М. Фрейдin, Ю.В. Кузьмич, В.И. Сербa, И.Г. Колесникова, Л.А. Арутюнян // Вопросы материаловедения. – 2002. – т. 29. – № 1. – С. 415 – 420.
32. *Кузьмич, Ю.В.* Механическое легирование, как метод получения конструкционных материалов на основе алюминия / Ю.В. Кузьмич, Б.М. Фрейдin, И.Г. Колесникова, В.И. Сербa, В.Т. Калинин // Перспективные материалы. – 2003. - № 6. – С. 69 – 75.
33. *Mazen, A. A.* Mechanical behavior of Al – Al₂O₃ MMC manufactured by PM techniques Part I – Scheme I processing parameters / A. A. Mazen, A.Y. Ahmed // Journ. of materials engineering and performance. – 1998. - v. 7. - P. 393– 401.
34. *Kang, Y. C.* Tensile properties of nanometric Al₂O₃ particulate – reinforced aluminum matrix composites / Y. C. Kang, S. L. Ip // Materials chemistry and physics. – 2004. - v. 85, P. 438 – 443.
35. *Razavi, H. Z.* Structural evolution during mechanical milling of nanometric and micrometric Al₂O₃ reinforced Al matrix composites / H. Z. Razavi, A. Simch, S.M. Saied Reihani // Mater. Science and Engineering. – 2006. - A 428, P. 159 – 168.
36. *Razavi, H Z.* An investigation on the compressibility of aluminum/nanoalumina composite powder prepared by blending and mechanical milling / H Z Razavi, H. R. Hafizpour, A. Simchi // Materials Science and Engineering. – 2007. – A 449 – 451. – P. 829 – 832.
37. *Ozdemir, I.* Nanocrystalline Al – Al₂O₃p and SiCp composites produced by high – energy ball milling / I. Ozdemir, S. Ahrens, S. Mucklich, B. Wielage // Journal of Materials Processing Technology. – 2008. - v. 5, P. 111 – 118.
38. *Mahboob, H.* Synthesis of Al – Al₂O₃ nano-composite by mechanical alloying and evaluation of the effect of ball milling time on the microstructure and mechanical properties / H. Mahboob, S. A. Sajjadi, S. M. Zebarjad // The International Conference on MEMS and Nanotechnology. – 2008. - ICMN. – 13 – 15 May, Kuala Lumpur Malaysia.

39. *Tavoosi, M.* Al – Zn/ Al₂O₃ nanocomposite prepared by reactive milling and hot pressing methods / M. Tavoosi, F. Karimzadeh, M. H. Enayati, A. Heidarpour // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2009. - 475, P. 198 – 201.
40. *Poirier, D.* Fabrication and properties of mechanically milled alumina/aluminium nanocomposites / D. Poirier, A.L. Drew Robin, L. Trudeau Michel, R. Gauvin // *Materials Science and Engineering*. – 2010. - A 527. – P. 7605 – 7614.
41. *Tabandeh, K M.* Mechanical properties of tri – Modal Al matrix composites reinforced by nano- and submicron-sized Al₂O₃ particulates developed by wet attrition milling and hot extrusion / K M. Tabandeh, S. A. Jenabali Jahromi, M. M. Moshksar // *Materials and Design*. – 2010. – v. 1. - P. 1 – 16.
42. *Razavi–Tousi, S.S.* Effect of volume fraction and particle size of alumina reinforcement on compaction and densification behavior of Al – Al₂O₃ nanocomposites / S.S. Razavi – Tousi, R. Yazdani – Rad, S. A. Manafi // *Materials Science and Engineering*. - 2011. - A 528. - P. 1105 – 1110.
43. *Mazen, A. A.* Aluminium alloys by mechanical alloying / A. A. Mazen // *Anti – Corros. Meth and Mater.* – 1987. – v. 34. – № 6. – P. 14 – 20.
44. *Bridges, P.J.* An aluminium-magnesium-lithium alloy made by mechanical alloying / P.J. Bridges, J.W. Brooks // *Mater. Aerosp. Proc.* – 2-4 th Apr. – 1986. – London. – v. 1. – P. 234 – 299.
45. *Колесников, А.А.* Сплав алюминий – магний – литий – цирконий – карбид кремния, полученный с использованием метода механического легирования / А.А. Колесников, А.А. Стефанович, С.В. Побережный, В.Л. Ликин // 3-я Всес. конф. по металлургии гранул, Москва – Тез. докл. – 1991. – С. 41 – 43.
46. *Mukhopadhyay, D.K.* Structural evolution in mechanically alloyed Al – Fe powders / D.K. Mukhopadhyay, C. Suryanarayana, F.H. Froes // *Process. Lightweight Met. Mater. – Proc. Symp.* – 1995. – P. 191 – 202.
47. *Cardellini, F.* Solid state reaction and microstructural evolution of Al – Ni powders during high – energy ball milling / F. Cardellini, G. Mazzone, M.V. Antisari // *Acta Mater.* – 1996. – v. 44. - № 4. – P. 1511 – 1517.
48. *Ramnath, V.* Investigation on mechanically alloying of aluminium, nickel and iron powders / V. Ramnath, B. Jha, V. Gopinathan, P. Ramakrishnan // *Trans. Indian Inst. Met.* – 1986. - v. 39. - № 6. – P. 592 – 596.
49. Патент № 4946500 (США). Aluminum based metal matrix composites, опубли. 07.08.1990.
50. Патент № 4756753 (США). Particles dispersed aluminum matrix composites and method for making same, опубли. 12.07.1988.
51. *Lu, L.* Preparation of Al – based composite using mechanical alloying / L. Lu, M.O. Lai, S. Zhang // *Key Eng. Mater.* – 1995. – Pt. 1. – P. 104 – 107.

52. *Hong, S.J.* Mechanical properties of Al – SiC composites made by resistance sintering of mechanical alloyed powders / S.J. Hong, P.W. Kao // *Materials Science and Engineering*. – 1991. – A 148. – P. 189 – 195.
53. *Ryu, S.* Properties of SiCp and SiCw composites prepared by mechanical alloying and powder metallurgy process / S. Ryu, J. Kaneko, M. Sugamata // *Nippon Kinzoku Gakkaishi*. – 1996. – v. 60. - № 2. – P. 231 – 237.
54. *Заболоцкий, А.А.* Итоги науки и техники: Композиционные материалы / Заболоцкий А.А. // М.: ВИНТИ. – 1979. – т.1. – 107 с.
55. *Bohlman, R. E.* Mechanical properties of eutectic bounded boron aluminium / R. E. Bohlman, O. R. Otto // *J. Aircraft*. – 1975. - v. 12. - № 11. – P. 872 – 878.
56. *Скамьянова, Т.Ю.* Волокнистые металлокомпозиционные материалы, получаемые литьем под давлением / Т.Ю. Скамьянова: Автореф. дисс. к.т.н. – Пермь, 1994. – 16 с.
57. *Германович, И.Н.* Ультразвуковая пропитка пористых металлокерамических деталей / И.Н. Германович, Н.Н. Дорожкин, И.М. Кабельский // *Порошковая металлургия*. - 1962. - № 5. – С. 84 – 88.
58. *Захарова, Т.В.* Растекание расплавленных металлов по твердым поверхностям: смачивание, адсорбция и адгезия фаз / Т.В. Захарова: Автореф. дисс. д.х.н. – Екатеринбург, 1997. – 18 с.
59. *Чернышова, Т.А.* Дискретно армированные композиционные материалы с матрицами из алюминиевых сплавов и их трибологические свойства / Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева, Л.К. Болотова // *Металлы*. – 2001. – № 6. – С. 85 – 98.
60. *Mazahery, A.* Development of high-performance A 356/nano- Al₂O₃ composites / A. Mazahery, H. Abdizaden, H. R. Baharvandi // *Materials Science and Engineering*. – 2009. – A 518. – P. 61 – 64.
61. *Mazahery, A.* Investigation on mechanical properties of nano- Al₂O₃-reinforced aluminium matrix composites / A. Mazahery, O. Mohsen // *Journal of Composite Materials*. - 2011.– (0). – P. 1 – 8.
62. *Sajjadi, S.A.* Comparison of microstructure and mechanical properties of A 356 aluminum alloy/ Al₂O₃ composites fabricated by stir and compo-casting processes / S.A. Sajjadi, H.R. Ezatpour, M. T. Parizi // *Materials and Design*. – 2012. – v. 34. – P. 106 – 111.
63. *Медведева, С.В.* Исследование структуры и фазового состава композиционного материала системы «алюминиевый сплав – карбид кремния», получаемого жидкофазными методами / С.В. Медведева: Автореф. дисс. к.т.н. - М., 2001. – 19 с.
64. *Курганова, Ю.А.* Дискретнонаполненные композиционные материалы на базе алюминиевых сплавов для деталей антифрикционного назначения / Ю.А. Курганова: Автореф. дисс. к.т.н. – М., 2002. – 16 с.

65. Патент № 6183877 (США). Cast-alumina metal matrix composites, опубл. 06.02.2011.
66. Шумихин, В.С. Получение композитов на основе алюминия с дисперсными металлизированными частицами / В.С. Шумихин // Процессы литья. – 1997. – № 4. – С. 33 – 37.
67. Barekar, N. Processing of aluminum-graphite particulate metal matrix composites by advanced shear technology / N. Barekar, S. Tzamtzis, В.К. Dhindaw, J. Patel, N. Hari Babu, Z. Fan // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2009. - Published on-line: 18 February.
68. Seal, S. Manufacturing Nanocomposite Parts: Present Status and Future Challenges / S. Seal, S.C. Kuiry, P. Georgieva, A. Agarwal // MRS Bulletin. – 2004. - № 1. - P. 16 – 21.
69. Vencl, A. Tribological Behaviour of Al-Based MMCs and their Application in Automotive Industry / A. Vencl, A. Rac, I. Bobic // Tribology in industry. – 2004. - v. 26. - № 3-4. - P. 31 – 38.
70. Durai, T.G. Wear behavior of nano structured Al (Zn) / Al₂O₃ and Al(Zn) – 4Cu / Al₂O₃ composite materials synthesized by mechanical and thermal process / T.G. Durai, K. Das, S. Das // Materials Science and Engineering. – 2007. – A 471. – P. 88 – 94.
71. Амосов, А.П. Литые СВС - композиты / А.П. Амосов // Литейное производство. – 1999. – № 1. – С. 36-37.
72. Alan, S. N. Formation of Al₂O₃/metal composites by the directed oxidation of molten aluminum-magnesium-silicon alloys: part 2, growth kinetics / S. N. Alan, S. Antolin, W. Andrew // J. Amer. Ceram. Soc. – 1992. – v.75. – № 2. – P. 455-462.
73. Xiao, P. The formation of Al₂O₃/Al composites by controlled oxidation of Al / P. Xiao, B. Derby // Brit. Ceram. Proc. - 1991. - № 48. - P. 153-159.
74. Weon-Pil, T. Fabrication of Al₂O₃-Al composites by reactive melt infiltration / T. Weon-Pil, W. Takanori, T. Toshio // Amer. Ceram. Soc. Bull. - 1997. - v.76. - № 4. - P. 86-89.
75. Metals and Materials, 1986, III, v. 2, № 3, p. 131—137.
76. Дуговая сварка дискретно армированного композиционного материала системы Al–SiC / Чернышова Т. А., Болотова Л. К., Кобелева Л. И., Чернышов Г. Г. // Физика и химия обработки материалов. – 1999. – №4. – с. 57–62.
77. Дуговая сварка дискретно армированных композиционных материалов с алюминиевыми матрицами: структура и свойства. / Г.Г. Чернышов, Т.А. Чернышова // Заготовительные производства в машиностроении. – №5. – 2004. с. 5–9.

78. Сварка плавлением дисперсно–упрочненных композиционных материалов на основе алюминия, содержащих частицы карбида кремния (обзор). / Е.В. Черепивская, В.Р. Рябов // Автоматическая сварка – №4. – 2002. – С. 12–18.
79. Исследование свариваемости дисперсно–упрочнённого композиционного материала Al + SiC. / Рябов В.Р., Муравейник А.Н., Будник В.П., Бондарев А.А., Моннен М.М., Польшкин И.С., Конкевич В.Ю., Трубкина Е.М. // Автоматическая сварка. – 2001 – №11 – с. 15–19.
80. Влияние термического цикла дуговой сварки на структуру и свойства сварных швов дисперсно наполненных металлокомпозитов. / Чернышов Г.Г., Рыбачук А.М., Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Болотова Л.К. // Сварочное производство. – 2001 – №11 – с. 7–13.
81. Дуговая сварка дискретно армированного композиционного материала системы Al–SiC. / Чернышова Т. А., Болотова Л. К., Кобелева Л. И., Чернышов Г. Г. // Физика и химия обработки материалов. – 1999 – №4 – с. 57–62.
82. Interfacial reactions in an Al–Cu–Mg (2009)/SiC_w composite during liquid processing. Part II. Arc welding / A. Urena, P. Rodrigo, L. Gil, M/D. Escalera, J.L. Baldonado // Journal of materials science 2001 №36 – P.429 – 439.
83. Взаимодействие металлических расплавов с армирующими наполнителями / Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева, П. Шебо и др. – М.: Наука, 1993 – 272 с.
84. A comparative study of the MIG welding of Al/TiC composites using direct and indirect electric arc processes / R. Garcia, V.H. Lopez, E. Bedolla, A. Manzano // Journal of materials science. № 38. – 2003. – P 2771–2779.
85. Fusion welding of SiC–reinforced Al composites. / Ahearn J.S., Cooke C., Fishman S.G. // Metal Construction. – 1982. – 14, №40. – P. 192–197. Т.А.
86. *Коберник Н.В.* Сварка плавлением дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов (обзор). // Сварка и диагностика, 2007. – №3. – С.34–40.
87. Пат. 743175 США МКМ В 23 К 9/23, МКИ 219/137. Method of welding of metal matrix composites / Das. K. Bhadwan. _Опубл. 21.06.88.
88. Plasma spray of Al_matrix particulate reinforced composites / T. Itsukaichi, T.W. Eagar, M. Umemoto, I. Okane // Welding J. – 1996. – 75, №9. P. 285_296.
89. Plasma spray of aluminum matrix particulate reinforced composites using osprey composite powder / T. Itsukaichi, T.W. Eagar, M. Umemoto, I. Okane // Quart. J. of JWS. – 1992. – 10, №2 – P 101–105.
90. Пат. 1542723 СССР, В 23 К 9/04. Способ наплавки алюминия / Г.А. Храпов, А.Н. Шаповалов и др. – Опубл. 15.02.90.

91. Сварка металлокомпозитов. / Чернышов Г.Г., Паниченко С.А., Чернышова Т.А. // Технология машиностроения. – 2003 – №1 – с. 24–29.
91. Laser and electron beam welding of SiC–reinforced 8009 aluminum / Lienert T.J., Fraser H.L., Hooper F.M. // Abs. of papers presented at 76th AWS annual meeting. – Miami. AWS, 1995. – P. 121–122.
92. Electron–beam welding of SiC–reinforced aluminum A–356 metal matrix composites / Lienert T.J., Lippold J.C., Brandon E.D. // Abs. of papers presented at 1993 AWS convention. – Houston: AWS, 1993. – P. 157 – 158.
93. Лазарсон Э.В. О двух точках зрения на механизм образования пор от растворенного газа при дуговой сварке. // Сварочное производство. 1976 – №12 – С.46–47.
94. Никифоров Г.Д., Редчиц В.В. Механизм зарождения в сварочной ванне пузырьков газа при сварке активных металлов. // Сварочное производство. 1977. – №8. – С.53–56.
95. Сапиро Л.С. Влияние физико-химических факторов на зарождение газовой фазы и пористости металла шва. // Сварочное производство. 1978. – №3. – С.55–56.
96. Редчиц В.В., Лебедев Г.Т., Вакс И.А., Никифоров Г.Д. Оценка эффективности мер предупреждения пор в швах активных металлов при сварке плавлением различными способами. // Сварочное производство. 1979. – №10. – С.12–15.
97. Редчиц В.В. Влияние водорода, растворенного в активных металлах, на развитие пузырьков газа при сварке плавлением. // Сварочное производство. 1982. – №9. – С.6–8.
98. Овчинников В.В., Петров А.В., Ширяева Н.В., Габидуллин Р.М., Гринин В.В., Гуреева М.А. Механизм образования пор при сварке сплава 1420. // Сварочное производство. – 1988. – №3. – С.35–36.
99. Овчинников В.В., Рязанцев В.И., Гринин В.В. О причинах пористости при дуговой сварке деформируемых алюминиевых сплавов. // Сварочное производство. – 1989. – №7. – С.42–44.
100. Овчинников В.В., Редчиц В.В. О двух механизмах образования зародышей газовых пузырьков при сварке алюминиевых сплавов, легированных литием. // Сварочное производство. – 1991. – №9. – С.40–43.
101. Никитина Е.В. Механизм образования пористости в зоне термического влияния при сварке плавлением гранулированного материала. // Сварочное производство. – 2006. – №1. – С.12–17.
102. Pat. Appl. no. 9125978.8 GB Friction stir butt welding /Thomas W.M., Nicholas E.D., Needham J.C. – International patent application No. PCT/GB92/002203GB; Publ. Dec. 1991.

103. *Mishra R. S.* Friction stir welding and processing / R. S. Mishra, Z. Y. Ma // *Materials Science and Engineering R: Reports*. – 2005. – V. 50. – P. 1–78.
104. *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.
105. *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.
106. *Dawes C. J.* Friction stir process welds aluminium alloys: the process produces low-distortion, highquality, low-cost welds on aluminium / C. J. Dawes, W. M. Thomas // *Welding Journal*. – 1996. – V. 75. – P. 41–45.
107. *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.
108. *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.
109. *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.
110. *Podrżaj P.* Welding defects at friction stir welding / P. Podrżaj, B. Jerman, D. Klobčar // *Metalurgija*. – 2015. – V. 54 (2). – P. 387-389.
111. *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.
112. 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.
113. *Threadgill P. L.* Terminology in friction stir welding / P. L. Threadgill // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2007. – V. 12. – P. 357-360.
114. *Покляцкий А.Г., Ищенко А.Я., Федорчук В.Е.* Сварка трением с перемешиванием композиционных, гранулированных и квазикристаллических алюминиевых сплавов. // *Автоматическая сварка*. 2011. – №7. – С.3–8.
115. ГОСТ 1497–84. Межгосударственный стандарт. Металлы. Методы испытаний на растяжение. – М.: Стандартиформ, 2013. – 24 с.
116. МИ 2083–90. Рекомендация. Государственная система обеспечения единства измерений. Измерения косвенные. Определение результатов

измерений и оценивание их погрешностей. – М.: Изд-во стандартов, 1991. – 11 с.

117. ГОСТ 9651-84 Металлы. Методы испытаний на растяжение при повышенных температурах. М.: Издательство стандартов, 1993. – 6 с.

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

119. *Тарасов С.Ю.* Влияние режимов обработки на дефектность сварных швов, полученных методом сварки трением с перемешиванием / С.Ю. Тарасов, В.Е. Рубцов, А.А. Елисеев, Е.А. Колубаев, А.В. Филиппов, А.Н. Иванов // Известия вузов. Физика. – 2015. – Т.58 – № 6/2. – С. 280–284.

120. *Андреева Л.П.* Влияние режима сварки на свойства соединений сплава 1565ч, выполненных сваркой трением с перемешиванием / Л.П. Андреева, В.В. Овчинников, А.Н. Лапшин // Современные материалы, техника и технологии. – 2016. – № 5 (8). – С. 120–125.

121. *Овчинников В.В., Губин А.М., Курбатова И.А.* Сварка трением с перемешиванием дисперсно-армированных керамическими частицами композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов. // Заготовительные производства в машиностроении. 2018. – Т.16. – №4. – С.155–161.

122. *Феофанов А.Н., Овчинников В.В., Губин А.М.* Сварка трением с перемешиванием стыковых соединений упрочненных оксидными частицами композиционных материалов на алюминиевой основе. // Сварочное производство. 2019. – №12. – С.23-29.

123. *Феофанов А.Н., Овчинников В.В., Губин А.М.* Неразъемные соединения дисперсно-упрочненных композиционных материалов на основе алюминия, выполненных сваркой трением с перемешиванием. // Сварочное производство. 2020. – №4. – С.19–27.

124. *Овчинников В.В., Губин А.М., Парфеновская О.А.* Влияние режима сварки трением с перемешиванием на прочность стыковых соединений алюминиевого сплава 1565ч. // Технология металлов. 2020. – №7. – С.23–32. DOI: 10.31044/1684-2499-2020-0-7-23-32

125. *Феофанов А.Н., Овчинников В.В., Губин А.М.* Влияние подачи инструмента на механические свойства стыковых соединений при сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов. // Вестник машиностроения. 2020. – №8. – 65-70. DOI: 10.36652/0042-4633-2020-8-65-70 ISSN: 0042-4633.

126. 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.

127. *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. Гньюсов, Ю.А. Кудинов // Дефектоскопия. – 2015. – № 9. – С. 61–69.
128. 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.
129. 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.
130. 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.
131. Фридляндер И.Н. Современные алюминиевые, магниевые сплавы и композиционные сплавы на их основе. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2002. – №7. – С.9–17.
132. Дриц А.М., Овчинников В.В. Сварка алюминиевых сплавов. – М.: Издательство "Руда и металлы", 2017. – 440 с.
133. Овчинников В.В., Дриц А.М., Соловьева И.В. Влияние параметров режима сварки трением с перемешиванием на свойства и структуру соединений листов сплава 1151Т. // Заготовительные производства в машиностроении. 2021. –19. – №1. – С.11–18. DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-1-11-18.
134. Рубцов В.Е. Пластическая деформация и квазипериодические колебания в трибологической системе / В.Е. Рубцов, А.В. Колубаев // Письма в ЖТФ. – 2004. – Т. 74, вып. 11. – С. 63–69.
135. Панин В.Е. Физическая мезомеханика измельчения кристаллической структуры при интенсивной пластической деформации / В.Е. Панин, В.Е. Егорушкин // Физическая мезомеханика. – 2008. – Т. 11, № 5. – С. 5–6.
136. 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.
137. Овчинников В.В., Губин А.Н., Курбатова И.А. Сварка трением с перемешиванием дисперсно-армированных керамическими частицами композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов. // Заготовительные производства в машиностроении. 2018. – Т.16. – №4. – С.155–161.

138. Феофанов А.Н., Овчинников В.В., Губин А.Н. Сварка трением с перемешиванием стыковых соединений упрочненных оксидными частицами композиционных материалов на алюминиевой основе. // Сварочное производство. 2019.– №12. – С.23-29.
139. Феофанов А.Н., Овчинников В.В., Губин А.Н. Неразъемные соединения дисперсно-упрочненных композиционных материалов на основе алюминия, выполненных сваркой трением с перемешиванием. // Сварочное производство. 2020.– №4. – С.19–27.
140. V. I. Lukin, E. N. Ioda, A. A. Skupov & M.D. Panteleev. Friction stir welding of V-1461 and V-1469 high strength aluminium-lithium alloys. *Welding international*. 2016, vol 30, no 1, 60-64.
141. Sun Yufeng, Fujii Hidetoshi, Takada Yutaka. Microstructure and Hardness Distribution of Friction Stir Welded 1050 Al and IF Steel with Different Original Grain Sizes / *Transaction of JWRI*, vol. 38 (2009), No. 2.
142. Vysotskiy I. Unusual fatigue behavior of friction-stir welded Al–Mg–Si alloy / I. Vysotskiy, S. Malopheyev, S. Rahimi, S. Mironov, R. Kaibyshev // *Materials Science and Engineering: A*. – 2019. – Vol. 760. – P. 277-286.
143. Vysotskiy I. Effect of pre-strain path on suppression of abnormal grain growth in friction-stir welded 6061 aluminum alloy / I. Vysotskiy, S. Malopheyev, S. Mironov, R. Kaibyshev // *Materials Science and Engineering: A*. – 2019. – Vol. 760. – P. 206-213.
144. Овчинников В.В., Курбатова И.А., Лукьяненко Е.В., Якутина С.В. Металлические включения в швах алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием. // *Заготовительные производства в машиностроении*. 2019, т.17, №3. – С.103–109.
145. Wang Q. Effects of Fe-Al intermetallic compounds on interfacial bonding of clad materials / Q. Wang, X. Leng, T. Yang, J. Yan // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2014. – V. 24 (1). – P. 279–284.

ПРИЛОЖЕНИЯ

Приложение 1

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«МОСКОВСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»
(МОСКОВСКИЙ ПОЛИТЕХ)

УТВЕРЖДАЮ

Проректор по учебной работе

АКТ

14.02.2023 № 07/2023

г. Москва

(место составления)« » 2023 г.

Г.Х. Шарипзянова

(подпись)

О внедрении в учебный процесс университета результатов диссертационной работы «Влияние параметров сварки трением с перемешиванием на структуру и свойства соединений композиционных материалов на основе алюминия», выполненной аспирантом кафедры «Материаловедение» Губиным Антоном Михайловичем.

Мы, нижеподписавшиеся директор департамента по образовательной политике, декан факультета машиностроение, заведующий кафедрой «Материаловедение» составили настоящий акт о том, что результаты диссертационной работы

(научно-исследовательский акт диссертационной)

по теме «Влияние параметров сварки трением с перемешиванием на структуру и свойства соединений композиционных материалов на основе алюминия» имеют теоретическое и практическое значение для учебного процесса и внедрены в учебный процесс Московского политехнического университета при обучении студентов направлений подготовки: 22.03.01 «Перспективные материалы и технологии» (дисциплина «Технология конструкционных материалов») в форме лекции по теме «Технологии получения неразъемных соединений».

(направленные полевые работы в металлургии)

Кафедра, внедрившая результаты: «Материаловедение».

Номер протокола и дата заседания кафедры, на котором рассмотрены результаты внедрения: протокол №6 от 26.01.2023.

Начало использования объекта внедрения: 08 февраля 2023 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»

ООО «Инновационные технологии»

Исх. №23 от 02.03.2023 г.

УТВЕРЖДАЮ

Заместитель директора по
исследованиям и разработкам
ООО «Инновационные технологии»


Равинский В.В.

АКТ ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ РАЗРАБОТКИ

Настоящий акт составлен о том, что результаты, полученные в диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук Губина А.М. "Влияние параметров режима сварки трением с перемешиванием на структуру и свойства соединений композиционных материалов на основе алюминия" использованы в исследовательской и производственной деятельности ООО "Инновационные технологии" при выполнении технологических разработок по использованию дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов в сварных соединениях элементов конструкций объектов коммерческого транспорта.

В рамках выполненных работ разработана методика выбора параметров режима сварки трением с перемешиванием, обеспечивающих формирование неразъемных соединений с улучшенными эксплуатационными характеристиками как дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов с различной объемной долей упрочняющих частиц между собой, так и дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов с деформированными алюминиевыми сплавами.

Главный технолог



Соловьев М.Е.

Москва, 107497, ул.Бирюсинка, д.6, корп.1-5

ОГРН 1167746459077ИНН / КПП - 9718007023 / 771801001
р/сч. 40702810338060018785 в ПАО «Сбербанк России»
к/сч 30101810400000000225 БИК 044525225 г.Москва